

UNTERSUCHUNGEN ÜBER DEN EINFLUSS
DER MIKROSTRUKTUR AUF DIE
INTERKRISTALLINE-, KORNFLÄCHEN- UND
SPANNUNGSRISSKORROSION VON
REINEN AlZnMg-LEGIERUNGEN

von
Jürgen Richter
aus Erlangen

1979 # 198



Digitized by the Internet Archive
in 2026

UNTERSUCHUNGEN ÜBER DEN EINFLUSS DER MIKROSTRUKTUR AUF DIE INTERKRISTALLINE-, KORNFLÄCHEN- UND SPANNUNGSRISSKORROSION VON REINEN AlZnMg -LEGIERUNGEN

Dem Fachbereich Ingenieurwissenschaften
der Universität Erlangen-Nürnberg
zur Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur

vorgelegt von
Jürgen Richter

Erlangen, 1979



Als Dissertation genehmigt vom
Fachbereich Ingenieurwissenschaften
der universität Erlangen-Nürnberg

Tag der Einreichung: 24.10.1978

Tag der Promotion: 23.2.1979

Dekan: Prof. Dr.-Ing. D. Seitzer

Berichterstatter: Prof. Dr. H. Kaesche

Prof. Dr. M.v.Heimendahl

Die vorliegende Arbeit wurde am Institut für Werkstoffwissenschaften (Lehrstuhl Korrosion und Oberflächentechnik) der Universität Erlangen-Nürnberg durchgeführt.

Ganz besonders möchte ich Herrn Prof. Dr. H. Kaesche für seine wissenschaftliche Betreuung und für die Möglichkeit zur Durchführung dieser Arbeit danken.

Herrn Prof. Dr. M.v.Heimendahl und den Mitarbeitern des Lehrstuhles für allgemeine Werkstoffeigenschaften danke ich für die Ermöglichung und Unterstützung bei den elektronenmikroskopische Untersuchungen.

Ebenso bedanke ich mich bei allen Mitarbeitern des Lehrstuhles Korrosion und Oberflächentechnik, die mir bei der Durchführung dieser Arbeit geholfen haben.

Inhaltsverzeichnis

	Seite
<u>1. Einleitung</u>	1
1.1. Allgemeines und Ziel der Arbeit	1
1.2. Metallkundliche Eigenschaften der AlZnMg-Legierungen	2
1.3. Korrosionsverhalten unbelasteter AlZnMg-Legierungen	6
1.4. Spannungsrißkorrosion der AlZnMg-Legierungen	7
1.4.1. Prüfmethoden und Ergebnisse	7
1.4.2. Modelle der Spannungsrißkorrosion	10
<u>2. Versuchsdurchführung</u>	11
2.1. Versuchswerkstoff	11
2.2. Metallkundliche Untersuchungen	12
2.3. Korrosionsuntersuchungen	13
2.3.1. Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben	13
2.3.2. Korrosionsuntersuchungen an belasteten Proben	14
<u>3. Versuchsergebnisse und Diskussion</u>	15
3.1. Einfluß der Endauslagerung	15
3.1.1. Metallkundliche Untersuchungen	15
3.1.2. Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben	16
3.1.3. Korrosionsuntersuchungen an belasteten Proben	19

	Seite
3.2. Einfluß der Zwischenauslagerung	22
3.2.1. Metallkundliche Untersuchungen	22
3.2.2. Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben	25
3.2.3. Korrosionsuntersuchungen an belasteten Proben	31
3.3. Einfluß der Stufenabschreckung	36
3.3.1. Metallkundliche Untersuchungen	36
3.3.2. Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben	38
3.3.3. Korrosionsuntersuchungen an belasteten Proben	40
<u>4. Zusammenfassung</u>	43
<u>5. Literaturverzeichnis</u>	45
<u>6. Abbildungen</u>	51

1. Einleitung

1.1. Allgemeines und Ziel der Arbeit

Aluminium und seine Legierungen weisen ein geringes spezifisches Gewicht, sowie gute Wärme- und elektrische Leitfähigkeit auf. Bei einigen Legierungen läßt sich die Festigkeit durch eine Aushärtung noch steigern. Die AlZnMg-Legierungen zählen zu den festesten aushärtbaren Aluminiumlegierungen. Sie zeichnen sich ferner durch eine gute Schweißbarkeit, geringe Abschreckempfindlichkeit und gutes Allgemeinkorrosionsverhalten aus. Allerdings wird ihre Verwendungsmöglichkeit durch das Auftreten von Spannungsrißkorrosion stark beeinträchtigt.

Auf Grund zahlreicher Untersuchungen ist die Abhängigkeit der Spannungsrißkorrosion vom Werkstoffzustand und angreifendem Medium gut bekannt. Dagegen herrscht über den Mechanismus der Spannungskorrosionsrißausbreitung noch Unklarheit, da der Einfluß der einzelnen mikrostrukturellen Parameter auf die Rißausbreitung noch umstritten ist, die Durchführung der Spannungsrißkorrosionsversuche nur teilweise unter konstantem Elektrodenpotential erfolgte und zusätzliche vergleichende Untersuchungen über das Korrosionsverhalten unbelasteter Proben selten durchgeführt wurden.

Vorangegangene Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben, die oberhalb des gegenüber dem Ruhepotential positiveren Durchbruchpotential polarisiert wurden, hatten außerdem gezeigt, daß in den AlZnMg-Legierungen je nach Wärmebehandlung kristallographischer Kornflächenangriff und/oder Korngrenzenangriff auftreten kann. Dabei ist der Einfluß der Mikrostruktur auf das Korrosionsverhalten noch nicht völlig geklärt, da systematische Untersuchungen noch ausstehen.

In der vorliegenden Arbeit wurde deshalb der Einfluß der Matrix- und Korngrenzenausscheidungen, sowie des ausscheidungsfreien Saumes an stufenausgelagerten und teilweise zusätzlich stufenabgeschreckten reinen AlZnMg3- und AlZnMg2-Legierungen bei unterschiedlichen, potentiostatisch vorgegebenen Elektrodenpotentialen auf das Korrosionsverhalten der unbelasteten Pro-

ben und die Ausbreitungsgeschwindigkeit von Spannungskorrosionsrissen in belasteten Proben erforscht. Mit Hilfe dieser Untersuchungen soll dem Einfluß der Mikrostruktur auf das Korrosionsverhalten der unbelasteten Proben und auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit in belasteten Proben weiter nachgegangen und damit der Mechanismus der Ausbreitung von Spannungskorrosionsrissen an Hand existierender Modellvorstellungen weiter aufgeklärt werden.

1.2. Metallkundliche Eigenschaften der AlZnMg-Legierungen

Die Festigkeit der ausgehärteten AlZnMg-Legierung wird durch den Zink- und Magnesiumgehalt sowie die Wärmebehandlung bestimmt [1,2]. Die Ursache für die durch die Aushärtung hervorgerufene Festigkeitssteigerung liegt darin, daß die aushärtbaren AlZnMg-Legierungen Mischkristalle, die eine mit der Temperatur abnehmende Löslichkeit besitzen, bilden und die unterhalb der Temperatur des Einphasengebietes auftretenden Ausscheidungen die Versetzungsbewegung behindern.

Im ternären System AlZnMg sind folgende Ausscheidungen bekannt:

G.P.-Zonen:

Die G.P.-Zonen sind kugelförmige Entmischungszonen bis zu einer Größe von 50 Å, die Zink, Magnesium und Leerstellen enthalten [3,4,5,6,7,8]. Dabei werden zwei Arten von G.P.-Zonen angenommen. Die sog. "Nuclei" sollen während des schnellen Abkühlens gebildet werden, während die eigentlichen G.P.-Zonen im wesentlichen während der Auslagerung unterhalb der G.P.-Solvusstemperatur entstehen [9,10,11].

η' -Phase:

Die η' -Phase der Zusammensetzung $MgZn_2$ ist teilkohärent [3,4,11,12]. Sie tritt plattenförmig auf den (111)-Ebenen der Matrix auf und hat hexagonale Struktur [3,4,13] mit den Gitterparametern $a = 4,96 \text{ Å}$ und $c = 8,68 \text{ Å}$ und der Orientierung $(111)_{Al} \parallel (0001)_{\eta'}$; $[110]_{Al} \parallel [1120]_{\eta'}$ [4,13] oder monokline Struktur mit den Gitterparametern $a=b = 4,97 \text{ Å}$, $c = 5,54 \text{ Å}$, $\gamma = 120^\circ$ und der Orientierung $(111)_{Al} \parallel (001)_{\eta'}$; $[110]_{Al} \parallel [100]_{\eta'}$ [12].

η -Phase:

Die η -Phase der Zusammensetzung $MgZn_2$ ist inkohärent und nadel- oder plattenförmig. Sie ist hexagonal mit den Gitterparametern $a = 5,18 \text{ \AA}$ bis $5,23 \text{ \AA}$ und $c = 8,48 \text{ \AA}$ bis $8,62 \text{ \AA}$ [7,11,12,14,15]. Dabei sind eine Vielzahl von Orientierungen zur Matrix möglich [3,7,11,12,15].

X-Phase:

Die X-Phase ist hexagonal mit den Gitterparametern $a = 2,67 \text{ \AA}$ und $c = 4,90 \text{ \AA}$ und tritt beim schnellen Abschrecken in einem bestimmten Temperaturbereich auf [15,16].

T-Phase:

Die T-Phase der Zusammensetzung $Al_2Zn_2Mg_3$ [3] bzw. $Mg_{32}(AlZn)_{19}$ [8] ist kubisch raumzentriert [3,7,17] mit den Gitterparameter $a = 14,15 \text{ \AA}$ bis $14,16 \text{ \AA}$ und der Orientierung $(112)_{Al} \parallel (100)_T$; $[110]_{Al} \parallel [001]_T$ [3]. Sie bildet sich bei höheren Temperaturen.

Die bei gegebenen Zink- und Magnesiumgehalt jeweils auftretenden Gleichgewichtsausscheidungen werden teilweise über die metastabilen Zwischenzustände erreicht. Zahlreiche metallographische und mikrostrukturelle Befunde legen drei Ausscheidungsmechanismen, die zu unterschiedlichen Graden nebeneinander ablaufen können, nahe [4,8,9,10,11,13,15,18,19,20]:

α -Reaktion: Übersättigter Mischkristall $\rightarrow \eta$

Da die Aktivierungsenergie für diese Reaktion sehr hoch ist, findet sie nur an Korngrenzen oder nach sehr langen Auslagerungszeiten statt.

β -Reaktion: Übersättigter Mischkristall $\rightarrow$ "Nuclei" $\rightarrow \eta' \rightarrow \eta$

Die "Nuclei" sollen im Gegensatz zu den G.P.-Zonen bei höheren Temperaturen ohne Rückbildung zur η' - und η -Phase führen.

μ -Reaktion: Übersättigter Mischkristall $\rightarrow$ G.P.-Zonen $\rightarrow \eta' \rightarrow \eta$

Bei dieser Reaktion lösen sich die G.P.-Zonen auf und bilden Keime für die η' -Phase.

Bei den ausgehärteten $AlZnMg$ -Legierungen kann beiderseits der Klein- und Großwinkelkorngrenzen ein ausscheidungsfreier Saum auftreten. Das Entstehen des ausscheidungsfreien Saumes wird

auf ein charakteristisches Leerstellenprofil und eine für die Ausscheidungsart und Ausscheidungstemperatur notwendige minimale Leerstellenkonzentration [7,21,22,23,24] zurückgeführt. Dem Leerstellenprofil überlagert sich jedoch meist ein Konzentrationsprofil der Legierungselemente [16, 25,26,27] .

Der Verlauf der Zink- und Magnesiumkonzentration im ausscheidungsfreien Saum hängt von dessen Breite und der Menge der Korngrenzenausscheidungen ab. Während der Abkühlung von der Homogenisierungstemperatur soll eine starke Diffusion von Zink- und Magnesiumatomen wegen der gleichzeitigen Leerstellenwanderung zu den Korngrenzen hin stattfinden. Eine Verarmung der ausscheidungsfreien Säume an Zink- und Magnesiumatomen wird durch die Bildung von Korngrenzenausscheidungen verursacht [28,29,30,31,32] .

Die plastische Verformung in den AlZnMg-Legierungen wird mit zunehmender Dehnung vom ausscheidungsfreien Saum auf die Matrix verlagert [33,34] . Die mit höherer Festigkeit stärker ausgeprägte Korngrenzensprödigkeit kann zwei Ursachen haben. Einmal wird mit höherer Festigkeit die Versetzungsbewegung und damit der Bruch auf Grund des stärkeren Verformungswiderstandes der Matrix auf die ausscheidungsfreien Säume verlagert [6,35] . Zum anderen wird die Festigkeit mit zunehmender Dichte und Kohärenz der Matrixausscheidungen gesteigert [36,37] , was bei plastischer Verformung eine stärkere Neigung zur Grobgleitung verursacht [36,38,39,40] . Die durch Grobgleitung begünstigte Ausbildung von Spannungskonzentrationen an den Korngrenzen soll die Neigung zum interkristallinen Bruch fördern und durch einen breiteren ausscheidungsfreien Saum besser abgebaut werden können [41,42,43] .

Nach systematischen Untersuchungen mit Hilfe einer Stufenabschreckung und Stufenauslagerung [34,44,45] wird die Festigkeit durch die Matrixausscheidungen bestimmt, während Bruchdehnung und Bruchverhalten noch zusätzlich von den

Korngrenzenausscheidungen und der Breite des ausscheidungs-freien Saumes beeinflusst werden. Zur Änderung der Breite des ausscheidungs-freien Saumes mittels Stufenauslagerung wurden die Legierungen nach dem Homogenisieren zunächst unterhalb der G.P.-Solvustemperatur T_{GP} zwischenausgelagert und anschließend oberhalb der G.P.-Solvustemperatur endausgelagert. Ein mit der Zwischenauslagerungszeit kleiner werdender ausscheidungs-freier Saum wird mit einem charakteristischen Leerstellenprofil und einer zur Bildung der teilkohärenden η -Phase kritischen Zonengröße d_k erklärt [22]. Dabei sollen die während der Zwischenauslagerung gebildeten G.P.-Zonen mit zunehmender Zeitdauer immer größer werden. Die G.P.-Zonen wachsen jedoch wegen der niedrigen Leerstellenübersättigung in Korngrenzennähe [46] langsamer und werden gegen die Korngrenzen hin kleiner. Bei der anschließenden Endauslagerung oberhalb der G.P.-Solvustemperatur werden die G.P.-Zonen instabil und müssen sich auflösen. Da jedoch die G.P.-Zonen als Keime für die teilkohärente Übergangsphase η' auftreten, gehen sie oberhalb eines kritischen Zonendurchmessers d_k [47] in diese über und lösen sich darunter auf. Wegen der Bildung von Korngrenzenausscheidungen liegt nach der Endauslagerung ein hybrider ausscheidungs-freier Saum vor, dessen Konzentration an Zink- und Magnesiumatomen kleiner als die Legierungskonzentration ist. Auf Grund neuerer elektronenmikroskopischer Untersuchungen werden bei der Stufenauslagerung auch zwei nebeneinanderlaufende Ausscheidungsfolgen angenommen [20]. Unterschiedliche Matrixausscheidungen bei etwa gleicher Mikrostruktur des Korngrenzenbereiches wurden durch ein kurzes Endauslagern nach langer Zwischenauslagerung erzielt, da die Rückbildung der G.P.-Zonen unmittelbar zu Beginn der Endauslagerung wesentlich schneller als das Wachstum der Korngrenzenausscheidungen stattfindet. Die Änderung der Korngrenzenausscheidungen erfolgte durch eine Stufenabschreckung. Hierbei wurde die Legierung nach dem Homogenisieren zunächst auf eine Temperatur unterhalb der Solvustemperatur der T-Phase abge-

schreckt, bei der die T-Phase zunächst nur auf den Korngrenzen gebildet wird. Damit läßt sich durch unterschiedlich lange Stufenabschreckzeit die Menge der Korngrenzenausscheidungen variieren. Die Stufenabschreckung führt wegen der Verarmung der korngrenzennahen Bereiche an Legierungsatomen und der geringeren Leerstellenübersättigung im Mittel zu einem breiterem ausscheidungsfreien Saum.

Nach Permeationsmessungen dringt Wasserstoff in Gegenwart einer Elektrolytlösung ins Metall ein [48] und verursacht eine starke Herabsetzung der Duktilität [49] .

1.3. Korrosionsverhalten unbelasteter AlZnMg-Legierungen

Die AlZnMg-Legierungen sind wie das Basismetall Aluminium in neutralen Lösungen auf Grund einer nichtelektronenleitenden Oxidschicht spontan passiv [50] . Nach Korrosionsuntersuchungen in Chloridlösungen tritt bei den AlZnMg-Legierungen oberhalb des außenstromlosen Ruhepotentials ein Durchbruchpotential auf [32,51,52,53,54,55,56,57] . Oberhalb des Durchbruchpotentials findet Korngrenzen- und/oder Kornflächenangriff statt. Das Auftreten von Korngrenzenangriff wird durch Auflösung eines ausscheidungsfreien Saumes, der gegenüber der Matix an Zink- und Magnesiumatomen reicher ist, erklärt [54,56,57] . Das Kornflächenbruchpotential wird mit zunehmender Entmischung der Matrix positiver [55] . Nach Messungen an homogenen AlZn- und AlMg-Legierungen wird das in diesen Legierungen gegenüber dem Aluminium negativere Durchbruchpotential durch das Zink und in nur vergleichsweise geringerem Umfang durch das Magnesium bestimmt [58] . Der Kornflächenangriff erfolgt in stufenausgelagerten, vollausgehärteten AlZnMg1-Legierungen durchgehend entlang parallel zueinander liegender Bereiche, was auf die bevorzugte Bildung der hierbei auftretenden η' -Matrixausscheidungen auf den (111)-Ebenen zurückgeführt wird [56] . Unterhalb der Durchbruchpotentiale ist die Summenstromdichte sehr klein und wird mit zunehmender Legierungskonzentration negativer [51, 56] .

1.4. Spannungsrißkorrosion der AlZnMg-Legierungen

Als Spannungsrißkorrosion bezeichnet man das Versagen eines Werkstoffes durch Risse, die nur unter gleichzeitiger Anwesenheit einer Spannung (aufgebrachte Belastungsspannung, Eigenspannung) und einem angreifenden Medium ausgebildet werden.

1.4.1. Prüfmethoden und Ergebnisse

Zur Prüfung gegenüber Spannungsrißkorrosion werden die Proben einer konstanten Verformung, Spannung oder Dehngeschwindigkeit ausgesetzt. Die bei den Versuchen unter konstanter Verformung und Ausgangsspannung ermittelte Standzeit, d.h. die Zeit vom Belastungsbeginn bis zum Bruch der Probe, setzt sich aus der Inkubationszeit und der anschließenden Phase der Rißausbreitung zusammen. Die Rißausbreitung kann entweder an runden und flachen Proben indirekt (z.B. über Probendehnung, Rißaufweitung, elektrische Widerstandsänderung) oder an flachen Proben direkt durch optische Beobachtung der an der Probenseite austretenden Rißfront verfolgt werden. Sowohl die Standzeit als auch die Rißausbreitungsgeschwindigkeit hängen von der Probengeometrie, der angreifenden Spannung, dem umgebenden Medium, der Vorkorrosion, dem Elektrodenpotential und dem Werkstoffzustand ab. Der Riß breitet sich in dünnen Zugflachproben langsamer als in dicken aus [55] . Die Standzeit nimmt exponentiell mit der Zugspannung ab, wobei eine untere Grenzspannung, unterhalb derer keine Spannungsrißkorrosion mehr auftritt, gefunden wird [36,59,60,61,62,63,64,65] . Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit wird ebenfalls mit höherer Spannung des tragenden Restquerschnitts größer [52,55,56,66,67,68,69] . In bruchmechanischen Proben zeigt die Abhängigkeit der Rißausbreitungsgeschwindigkeit vom Spannungsintensitätsfaktor Bereiche, in denen sie entweder exponentiell mit dem Spannungsintensitätsfaktor ansteigt oder von ihm unabhängig ist [70,71] . Mit abnehmenden pH-Wert [52,62,67] , stärkerer Chloridionenkonzentration [56,62] , höherer Temperatur [60] und durch

Vorkorrosion [55,61,62] wird die Standzeit erniedrigt und die Rißausbreitung beschleunigt. In feuchter Luft wird bereits ein Rißwachstum beobachtet [72]. Ferner wird die Empfindlichkeit gegenüber Spannungsrißkorrosion mit der Korngröße [55,73] und der Neigung zum interkristallinen Sprödbruch [73] gesteigert.

Eine galvanostatische Polarisierung führt bei kleinen kathodischen Summenströmen zunächst zu einer Erhöhung und bei größeren kathodischen Summenströmen wieder zur Verringerung der Standzeit [65]. In potentiostatisch polarisierten Proben wird bei einem gegenüber dem außenstromlosen Ruhepotential negativeren Potential zunächst die Standzeit verlängert [74] und die Rißausbreitung deutlich langsamer [55,69]. Bei noch negativeren Elektrodenpotentialen erfolgt wiederum eine Standzeitverkürzung und schnellere Rißausbreitung. Ein bereits beim Ruhepotential wachsender Spannungs-korrosionsriß reagiert dagegen auf eine potentiostatische kathodische Polarisierung nur sehr verzögert und im wesentlich geringerem Umfang als wenn dieses Potential bereits vor der Rißausbreitung angelegt wird [55,69]. Eine potentiostatische Polarisierung unmittelbar oberhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials bewirkt in einer AlZnMg3-Legierung eine deutliche Erhöhung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit [54].

In zahlreichen Arbeiten ist der Einfluß der mikrostrukturellen Parameter auf die Spannungsrißkorrosion untersucht. Die Matrixausscheidungen und der damit verbundene Verformungsmechanismus in der Matrix beeinflussen die Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit sehr stark. Zunehmende Kohärenz und feinere Verteilung der Matrixausscheidungen [63,67,75] mit der gleichzeitigen Ausbildung von netzförmigen Versetzungsanordnungen in der Matrix [36,39,40,74,76,77,78] führen zu starker Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit. Dies erklärt auch die Abhängigkeit der Spannungsrißkorrosion von der Korngröße, da mit zunehmender Korngröße die Neigung zur Gleitung durch längere Versetzungstaus verstärkt wird [73]. Über den Einfluß der korngrenzennahen Bereiche auf die Span-

nungsrißkorrosion liegen von einander abweichende Ansichten vor, da eine unterschiedliche Mikrostruktur der korngrenzen-nahen Bereiche meist mit einer Änderung der die Spannungs-rißkorrosion stark beeinflussenden Matrixstruktur verbunden ist. Dabei wird teilweise angenommen, daß eine feinere Verteilung der beim schnellen Abkühlen von der Homogenisierungstemperatur gebildeten η -Korngrenzenausscheidungen zu stärkerer Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit führt [67,71, 79,80] . Infolgedessen wird die geringere Spannungsrißkorrosionsanfälligkeit nach langsamen Abkühlen von der Homogenisierungstemperatur vielfach auf die hierbei gebildeten groben T-Korngrenzenausscheidungen oder den breiteren ausscheidungs-freien Saum zurückgeführt [68,81,82] . Ferner wird beobachtet, daß die Rißausbreitung mit breiter werdendem ausscheidungs-freien Saum öfters durch plastische Verformung aufgehalten wird [68] und bevorzugt entlang Großwinkelkorngrenzen erfolgt [83,84] .

Die im korngrenzen-nahen Bereich ermittelte Konzentration an Zink- und Magnesiumatomen wirkt sich je nach der vorliegenden Mikrostruktur unterschiedlich auf die Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit aus [32,80] . Spannungsrißkorrosionsanfällige Legierungen zeigen ohne Belastung bei außenstromloser Korrosion in Chloridlösung mit pH3, auf den sich der Elektrolyt im Rißgrund etwa einstellt [85,86] , bevorzugten Angriff im Korngrenzenbereich [87] .

Über das Aussehen der Bruchflächen von Spannungsrißkorrosionsproben liegen unterschiedliche Beobachtungen vor. Es werden einmal Bruchflächen, die senkrecht zur Rißausbreitungsrichtung streifenförmige Bereiche aufweisen, gefunden [88] . Daneben werden an Spannungsrißkorrosionsproben auch Bruchflächen beobachtet, die in Rißausbreitungsrichtung orientierte Bezirke von verformungslosen und mechanisch getrennten, mehr oder weniger stark verformten Bruchanteilen aufweisen. Der Anteil des makroskopisch verformungslosen Bruches nimmt mit wachsendem Spannungsintensitätsfaktor ab [56,89,90] . Die Spannungs-korrosionsrisse breiten sich entlang der Grenzfläche Korngrenze/ausscheidungs-freier Saum aus [73,80] .

Nach mikrophotografischen Beobachtungen der Rißausbreitung an dünnen Zugflachproben ist das Rißwachstum mit deutlichen Haltepunkten an Korngrenzentripelpunkten diskontinuierlich [56,69] . Eine ungleichmäßige Rißausbreitung wird ebenfalls auf Grund von Dehnungs [68]- und Ultraschallmessung [91] , sowie SWE [90]- und Schallimpulsversuchen [92] gefunden, wobei sehr hohe Rißausbreitungsgeschwindigkeiten auftreten können [91] .

1.4.2. Modelle der Spannungsrißkorrosion

In allen Modellen der Spannungsrißkorrosion wird angenommen, daß das angreifende Medium elektrochemische Vorgänge ermöglicht, die zu einem Versagen des Werkstoffes unterhalb der Zugfestigkeit bzw. des kritischen Spannungsintensitätsfaktors führen. Auf Grund der interkristallinen Rißausbreitung soll die Spannungsrißkorrosion durch Metallauflösung im korngrenzennahen Bereich erfolgen oder zumindest ausgelöst werden.

Eine Rißausbreitung ausschließlich durch Metallauflösung wird teilweise damit erklärt, daß die äußere Spannung zu einer bevorzugten Versetzungsbewegung in dem ausscheidungsfreien Säumen führt, die wiederum eine gegenüber der Matrix schnellere Metallauflösung verursacht [4,52,93] . Zum anderen wird vermutet, daß die äußere Spannung ein bevorzugtes Aufbrechen der Oxidschicht im Korngrenzenbereich wegen der starken Versetzungsbewegung im ausscheidungsfreien Saum oder den starken Spannungskonzentrationen an den Korngrenzen durch Grobgleitung verursacht. Dadurch kann die Rißausbreitung wiederum durch fortlaufende Auflösung des ungeschützten Metalls [86] oder abwechselndes Aufbrechen und Repassivieren des Oxids erfolgen [88] .

In vielen Modellen soll die Rißausbreitung durch Metallauflösung der gegenüber der Matrix unedleren Korngrenzenausscheidungen [32] oder Bereiche hoher Konzentration an Zink- und Magnesiumatomen in den Korngrenzen [94] verursacht werden. Dadurch kann die äußere Spannung zu hohen Spannungskonzentrationen in den dazwischenliegenden Bereichen führen

und durch anodische Auflösung infolge der instabilen Oxidschicht [73] oder durch mechanische Brüche [90] zur restlichen Materialtrennung führen. Im Falle einer anodischen Metallauflösung durch Kurzschlußzellenbildung mit umgebenden kathodischen Bereich wirkt sich die Konzentration an Zink- und Magnesiumatomen und die Breite des ausscheidungs-freien Saumes je nach Modell der Spannungsrißkorrosion unterschiedlich auf ihre Empfindlichkeit aus. Bei einer **Spannungskorrosionsrißausbreitung** durch Auflösung des ausscheidungs-freien Saumes erwartet man mit zunehmender Zink- und Magnesiumkonzentration und geringerer Breite des ausscheidungs-freien Saumes eine größere Auflösungsgeschwindigkeit und Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit [95]. Wird die Rißausbreitung jedoch durch Auflösung der Korngrenzenaus-scheidungen oder Bereiche hoher Konzentration an Zink- und Magnesiumatomen an den Korngrenzen verursacht, so stellen die ausscheidungs-freien Säume im wesentlichen die Kathoden-flächen dar und die Spannungsrißkorrosionsempfindlichkeit wird mit zunehmender Zink- und Magnesiumkonzentration und größerer Breite des ausscheidungs-freien Saumes stärker [32, 91].

Nach dem Modell der Wasserstoffversprödung soll an der Riß-spitze gebildeter atomarer Wasserstoff ins vor ihr liegen-de Metall eindringen und durch Versprödung eine Rißausbrei-tung erleichtern [48,49,53,54,65,69,74,96,97] .

2. Versuchsdurchführung

2.1. Versuchswerkstoff

Als Versuchswerkstoff diente je eine reine AlZnMg3- und AlZnMg2-Legierung folgender Zusammensetzung (in Gew.-%)

	Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Ti	Si
AlZnMg3	4,76	3,00	0,01	0,01	0,01	0,01	0,04
AlZnMg2	4.60	2,00			0,005		0,006

Die Versuchsproben werden aus walzharten, 1 mm dicken Blechen gefertigt. Zur Erzielung einer in beiden Legierungen einheitlichen Korngröße und Homogenisierungstemperatur von 753 K vor der anschließenden Wärmebehandlung wurden die Proben aus der AlZnMg3 Legierung 15 min bei 753 K und die Proben aus der AlZnMg2-Legierung zunächst 30 min bei 783 K und anschließend 30 min bei 753 K in einem Widerstandsofen geglüht. Die Legierungen weisen danach ein völlig rekristallisiertes Gefüge mit im Mittel 180 μm großen, globulitischen Körnern auf (Bild 1a und b).

Nach dem Homogenisieren wurden die Proben aus der AlZnMg3-Legierung entweder sofort auf 273 K wasserabgeschreckt oder zunächst unterhalb der Solvustemperatur der T-Phase T_T ($T_T \approx 673 \text{ K}$ [98]) bei 603 K im Salzbad stufenabgeschreckt und anschließend ebenfalls auf 273 K wasserabgeschreckt. Danach erfolgte eine Zwischenauslagerung unterhalb der G.P.-Solvustemperatur $T_{G.P.}$ ($T_{G.P.} \approx 419 \text{ K}$ [99]) bei 373 K im Ölbad und eine Endauslagerung oberhalb der G.P.-Solvustemperatur bei 453 K im Salzbad.

Die AlZnMg2-Legierung wurde nach dem Homogenisieren ebenfalls auf 273 K wasserabgeschreckt und anschließend unterhalb der G.P.-Solvustemperatur $T_{G.P.}$ ($T_{G.P.} \approx 413 \text{ K}$ [99]) bei 358 K im Ölbad zwischenausgelagert und oberhalb der G.P.-Solvustemperatur bei 438 K im Salzbad endausgelagert.

2.2. Metallkundliche Untersuchungen

Die Vickershärte HV5 wurde an 1 mm dicken Blechen mit einer Vickershärteprüfmaschine aus dem arithmetischen Mittelwert von mindestens drei Härteeindrücken bestimmt. Die Ermittlung der Festigkeitseigenschaften erfolgte an 1 mm dicken Zugflachproben (Abb. 2a) an Luft bei Raumtemperatur unter einer konstanten Dehngeschwindigkeit von $0,13 \text{ min}^{-1}$ aus dem arithmetischen Mittelwert von mindestens zwei Versuchen. Die Bruchflächen der Zug- und Spannungsrißkorrosionsproben, sowie die korrodierten Oberflächen der unbelasteten Proben wurden im Rasterelektronenmikroskop untersucht. Die Beobachtung der Mikro-

struktur erfolgte im Durchstrahlungsselektronenmikroskop. Hierzu wurden die Schäfte der Spannungsrißkorrosionsproben auf eine Dicke von 0,2 mm heruntergeschliffen und nach Ausstanzen in einer Methanol-Salpeter-Säuremischung im Volumenverhältnis 3:1 bei -253 K und einer Spannung von 10 V gedünnt. Die zur quantitativen Auswertung der Dichte der Matrixausscheidungen (Anzahl der Matrixausscheidungen/Matrixvolumen) und der Korngrenzenausscheidungen (Anzahl der Korngrenzenausscheidungen/Korngrenzenfläche) sowie des Bedeckungsgrades der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen (Summe der Längenquadrate der plattenförmig in der Korngrenzebene liegenden Korngrenzenausscheidungen/Korngrenzenfläche) notwendige Dickenbestimmung der durchstrahlten Stellen erfolgte nach dem Latexverfahren [100] .

2.3. Korrosionsuntersuchungen

Die Korrosionsuntersuchungen fanden an unbelasteten und belasteten, potentiostatisch polarisierten Proben in ruhender, luftgesättigter 1 NaCl-Lösung bei 303 K statt. Als Gegenelektrode diente ein Platinblech, als Bezugselektrode eine 3,5 n Kalomelelektrode. Die Elektrodenpotentiale sind jedoch auf die Normalwasserstoffelektrode umgerechnet.

2.3.1. Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben

Die in Epoxydharz eingebetteten Proben wurden vor jeder Messung frisch geschliffen, mit Methanol im Ultraschallbad gereinigt und unmittelbar nach dem Eintauchen in den Elektrolyten 20 h lang bis zum Erreichen einer nahezu stationären Summenstromdichte potentiostatisch polarisiert (Abb. 3). In den Summenstromspannungskurven ist der arithmetische Mittelwert der Summenstromdichte nach 20 h aus jeweils drei Messungen eingetragen. Nach dem Versuch wurde die korrodierte Probenoberfläche rasterelektronenmikroskopisch untersucht und die Potentialabhängigkeit der mittleren Eindringtiefe durch Kornflächen- und/oder Korngrenzenangriff durch einen Querschliff aus dem arithmetischen Mittelwert von 3 Proben bestimmt.

2.3.2. Korrosionsuntersuchungen an belasteten Proben

Die für die Spannungsrißkorrosionsuntersuchungen verwendeten Zugflachproben (Abb. 2b) wurden durch Funkenerosion mit einer 1,5 mm tiefen Kerbe versehen und mit MgO-Suspension blankpoliert. Anschließend wurden die Proben mit Hilfe eines Pullsators unter einer Frequenz von 100 Hz, einer Mittellast von 80 MN und einer Lastamplitude bis 60 MN unter Zugabe einer 1n NaCl-Lösung unmittelbar an die Rißspitze mit einem vom Kerbgrund ausgehenden 1 mm bis 1,5 mm tiefen interkristallinen Schwingungskorrosionsanriß versehen. Nach Reinigung der Probe mit Methanol im Ultraschallbad, Einspannen zwischen elektrisch isolierten Backen und Einsetzen in eine elektrochemische Meßzelle wird der Elektrolyt zugegeben und die Probe potentiostatisch polarisiert. Die oberhalb der Durchbruchpotentiale polarisierten Proben wurden vorher mit chemikalienfestem Lack (Efdedur-Klarlack) überzogen, so daß während des Versuches keine Querschnittsverminderung durch Korngrenzen- oder Kornflächenangriff auftrat. Die konstante Belastung der Probe mit 1200 N, die an einem direkt über der Probe befindlichen Ringkraftmesser abzulesen ist, erfolgt nach 1 h am oberen Ende der Probe über zwei aneinander gekoppelte Seilscheiben. Anschließend wird die an der Probenseite austretende Rißfront mikrophotographisch verfolgt. Dazu ist an ein spezielles Auflichtmikroskop eine automatische Kleinbildkamera, die über ihr Steuergerät bedient werden kann, angeschlossen. Mit einem Zeitschaltgerät wird die Kamera in vorwählbaren zeitlichen Intervallen ausgelöst und gleichzeitig ein Spannungssignal vom Spannungsgeber auf den x-t-Schreiber gegeben (Abb. 4). Die hieraus gewonnenen Bildserien liefern die Rißlänge-Zeit-Kurven, wobei als Rißlänge die Projektion der Rißspitze auf die Zugrichtungsnormale bezeichnet wird. Die Zeitabhängigkeit der Rißausbreitung ist ab einer Gesamtrißlänge 2,6 mm vom Probenrand entfernt, die den Nullpunkt in den Rißlänge-Zeit-Kurven entspricht, aufgetragen. Damit beträgt in allen Darstellungen zur Zeit Null die Spannung im tragenden Restquerschnitt 88 MN/m^2 und nimmt wegen der in allen Spannungsrißkorrosionsversuchen einheitlichen Probengeometrie mit der Rißlänge gleich stark zu.

3. Versuchsergebnisse und Diskussion

3.1. Einfluß der Endauslagerung

Der Einfluß der Endauslagerung wurde an der 100 h zwischen-
ausgelagerten AlZnMg3-Legierung untersucht:

753 K H₂O 273 K Öl 373 K/100 h Salz 453 K

3.1.1. Metallkundliche Untersuchungen

Die Endauslagerung führt bei der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung bis 5 min Endauslagerungszeit zu einer Abnahme der Zugfestigkeit σ_B und der Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ und Zunahme der Bruchdehnung δ_B (Abb. 5). Im weiteren Verlauf der Endauslagerung bis 1 h steigen die Zugfestigkeit σ_B und die Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ wieder an und die Bruchdehnung δ_B fällt ab. Der Bruch der an Luft zerrissenen Zugflachproben erfolgt gemischt inter- und transkristallin (Bild 6), wobei der Anteil der interkristallinen Bruchfläche für 0, 2, 5 und 60 min Endauslagerungsdauer etwa 10 % beträgt.

In den elektronenmikroskopischen Durchstrahlungsaufnahmen (Bild 7) ist der Einfluß der Endauslagerung auf die Mikrostruktur der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung zu beobachten. Die Korngrenzenausscheidungen liegen wegen der schnellen Abschreckgeschwindigkeit jeweils in unterschiedlich großen, aufgewölbten Platten als η -Phase vor [16,23,76]. Die Größenverteilung der Korngrenzenausscheidungen (Abb. 8), der arithmetische Mittelwert des Bedeckungsgrades der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen und die Dichte der Korngrenzenausscheidungen (Abb. 9), sowie die Breite des ausscheidungsfreien Saumes (Bild 7a und b) bleiben bis 2 min Endauslagerungsdauer gleich. Im Verlauf der weiteren Endauslagerung bis 60 min werden die Korngrenzenausscheidungen und der arithmetische Mittelwert des Bedeckungsgrades der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen größer, die Dichte der Korngrenzenausscheidungen geringer, sowie

der ausscheidungsfreie Saum breiter (Bild 7c und d). Die starke Streuung des Bedeckungsgrades der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen wird durch den verschiedenen Kornorientierungsunterschied verursacht [23]. Als Matrixausscheidungen liegen nach 100 h Zwischenauslagerung überwiegend G.P.-Zonen neben η' -Ausscheidungen vor [4]. Die anschließende Endauslagerung bis 5 min verursacht im wesentlichen die Rückbildung der G.P.-Zonen. Nach 60 min Endauslagerungszeit enthält die Matrix neben η -Ausscheidungen hauptsächlich η' -Ausscheidungen [20].

Die geringe Festigkeit der 2 min endausgelagerten AlZnMg3-Legierung gegenüber der AlZnMg3-Legierung ohne Endauslagerung kann eindeutig auf die unterschiedlichen Matrixausscheidungen infolge der Rückbildung der G.P.-Zonen zurückgeführt werden, da die übrige Mikrostruktur bis 2 min Endauslagerung gleich bleibt.

3.1.2. Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben

Abb. 10 zeigt die Summenstromspannungskurve der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung. Unterhalb des von der Endauslagerungsdauer abhängigen Durchbruchpotentials ist die Summenstromspannungskurve und das Aussehen der korrodierten Proben von 0 min bis 60 min Endauslagerungszeit gleich. Ab dem Durchbruchpotential bis etwa -0,82 V tritt kein Summenstrom auf, und die Probenoberfläche wird nicht angegriffen. Im davon negativen Potentialbereich ist ein mit unedlerem Potential stärker werdender Summenstrom zu beobachten und die Probenoberfläche weist zusehends mehr Löcher und einen stärkeren Niederschlag auf. Am Beispiel der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung zeigt Bild 11 die gebildeten Löcher und Bild 12 den bei -1,25 V bereits deutlichen Belag auf der Probenoberfläche, der teilweise bis zum darunterliegenden Metall aufgebrochen ist.

Abb. 13 und 14 stellen zunächst die Potentialabhängigkeit der Eindringgeschwindigkeit in der jeweils nur von der Homogenisierungstemperatur auf 273 K wasserabgeschreckten AlZnMg3- und AlZnMg2-Legierung, d.h. der homogenen Zustände für die AlZnMg3- und AlZnMg2-Legierung, dar. Wie in dem bi-

nären AlZn- und AlMg-Legierungen wird das Durchbruchpotential im wesentlichen durch die Zinkkonzentration bestimmt, da in beiden Legierungen der Magnesiumgehalt im Gegensatz zur Zinkkonzentration verschieden ist. Dagegen weist die größere Eindringgeschwindigkeit in der homogenen AlZnMg3-Legierung (Abb. 13) als in der homogenen AlZnMg2-Legierung (Abb. 14) darauf hin, daß die Auflösungsgeschwindigkeit in den AlZnMg-Legierungen mit höherer Magnesiumkonzentration leicht zunimmt.

Das Kornflächendurchbruchpotential der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung wird zunächst bis 5 min Endauslagerungszeit negativer und liegt nach 60 min Endauslagerungsdauer positiver als ohne Endauslagerung (Abb. 15). Der Kornflächenangriff unmittelbar oberhalb der jeweiligen Durchbruchpotentiale erfolgt entlang parallel zueinander liegender Bereiche (Bild 16). Aus Bild 17 ist jedoch zu entnehmen, daß bei -0,675 V, bei dem bereits starker Probenabtrag stattfindet, in der 60 min endausgelagerten AlZnMg3-Legierung (Bild 17 d) im Gegensatz zur nicht endausgelagerten (Bild 17 a), sowie 2 min (Bild 17 b) und 5 min (Bild 17 c) endausgelagerten AlZnMg3-Legierung ausgeprägte, parallel zueinanderliegende Stege zurückbleiben. Die Oberfläche der Körner ist teilweise glatt und die korngrenznahen Bereiche bleiben häufig wabenförmig stehen. Die mittlere Eindringtiefe durch Kornflächenangriff in der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung nimmt bei gleichem Elektrodenpotential zunächst bis 5 min Endauslagerungsdauer zu und ist nach 60 min Endauslagerungszeit am kleinsten (Abb. 18).

Die 100 h zwischenausgelagerte AlZnMg3-Legierung mit unterschiedlich langer Endauslagerungsdauer zeigt einen deutlichen Einfluß der Matrixausscheidungen auf den kristallographischen Kornflächenangriff. Der Kornflächenangriff findet nach 60 min Endauslagerungsdauer, bei der überwiegend η' -Matrixausscheidungen auftreten, wesentlich ausgeprägter in parallel zueinander liegenden Bereichen als nach 0,2 und 5 min Endauslagerungszeit, bei denen die Matrix neben η' -Ausscheidungen hauptsächlich G.P.-Zonen enthält, statt. Das Wachstum

der Matrixausscheidungen erfolgt durch Diffusion der Zink- und Magnesiumatome aus der umgebenden Matrix. Die η^1 -Ausscheidungen sollten deshalb wegen ihrer bevorzugten Bildung auf den (111)-Ebenen eine entsprechende kristallographisch anisotrope Verteilung der Zink- und Magnesiumatome und damit der örtlichen Durchbruchpotentiale und Auflösungsgeschwindigkeit in der Matrix verursachen. Demgegenüber ist beim Auftreten von G.P.-Zonen mit regelmäßiger Anordnung keine ungleiche Verteilung von Zink- und Magnesiumatomen in der Matrix zu erwarten. Der Einfluß der Endauslagerungszeit auf die Stärke des kristallographischen Kornflächenangriffs in der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung legt deshalb die Annahme nahe, daß dieser durch eine anisotrope Verteilung der Zink- und Magnesiumatome in der Matrix begünstigt wird.

Das bis 5 min Endauslagerungszeit negativer werdende Kornflächendurchbruchpotential der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung kann damit erklärt werden, daß durch die Rückbildung der G.P.-Zonen die Matrix an Zink- und Magnesiumatomen zusehends angereichert wird. Dementsprechend führt eine Endauslagerung von 60 min wegen der durch die Bildung und das Wachstum der η^1 -Ausscheidungen hervorgerufenen Verarmung an Zink- und Magnesiumatomen in der Matrix zu einem positiveren Kornflächendurchbruchpotential als ohne Endauslagerung. Der stärkere Kornflächenangriff bei gleichem Elektrodenpotential in der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung bis 5 min Endauslagerungszeit kann auf die höhere Konzentration an Magnesiumatomen in der Matrix zurückgeführt werden, während der schwächere Kornflächenangriff in der 60 min endausgelagerten AlZnMg3-Legierung durch die geringere Konzentration an Magnesiumatomen in der Matrix verursacht werden sollte.

Im Gegensatz zu der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung bis 60 min Endauslagerungszeit findet in der homogenen AlZnMg3-Legierung (Bild 19) und in der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 100 h Endauslagerung (Bild 20) kein bevorzugter Angriff der Kornflächen

gegenüber den korngrenznahen Bereichen statt. Dies läßt sich, wie in 3.2.2. noch deutlicher wird, damit erklären, daß in der homogenen AlZnMg₃-Legierung und der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung mit 100 h Endauslagerung, die sich auf Grund der langen Endauslagerungsdauer im Gleichgewicht befinden sollte, kein Konzentrationsunterschied an Zink- und Magnesiumatomen zwischen der Matrix und den korngrenznahen Bereichen zu erwarten ist.

3.1.3. Korrosionsuntersuchungen an belasteten Proben

Die Rißausbreitung ist unterhalb des Kornflächendurchbruchpotentials bei -0,85 V in der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung ohne Endauslagerung gegenüber 2 min Endauslagerung deutlich schneller. Eine noch längere Endauslagerung bis 60 min verursacht wiederum eine langsamere Rißausbreitung (Abb. 21).

Die schnellere Rißausbreitung in der nur 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung gegenüber der zusätzlich 2 min endausgelagerten AlZnMg₃-Legierung läßt sich eindeutig auf die unterschiedlichen Matrixausscheidungen zurückführen, da die mittlere Größe und die Dichte der Korngrenzausscheidungen, sowie die Breite des ausscheidungsfreien Saumes in beiden Fällen gleich sind.

In den eingangs beschriebenen Modellvorstellungen wird die Ausbreitung der Spannungskorrosionsrisse auf anodische Metallauflösung der korngrenznahen Bereiche, alternieren des Aufreißen und Repassivieren des Oxids an den Korngrenzen, anodische Metallauflösung der Korngrenzausscheidungen mit anschließender mechanischer Trennung der dazwischenliegenden Bereiche oder ausschließlich auf Sprödbrüche zurückgeführt.

Da bei den mit einem potentiostatisch vorgegebenen Potential von -0,85 V durchgeführten Spannungsrißkorrosionsversuchen kein Summenstrom auftrat, und an der oxidbedeckten Probe wegen der schlechten Leitfähigkeit des Passivfilms keine Elektrodenreaktionen stattfinden können, muß der im Riß-

grund entwickelte und als Gasblasen sichtbar aus der Proben-
seite austretende Wasserstoff eine entsprechend große
anodische Metallauflösung verursachen. Nach Messungen der
entwickelten Wasserstoffmenge am Rißgrund einer 100 h zwis-
chenausgelagerten AlZnMg3-Legierung ohne Endauslagerung
kann die daraus ermittelte Rißausbreitungsgeschwindigkeit
durch Metallauflösung bis zu $4 \cdot 10^{-4}$ m/sec betragen, falls
das Metall nur in der Höhe einer Atomlage deckschichtfrei
ist [101]. Da die beobachteten maximalen Rißausbreitungs-
geschwindigkeiten in der untersuchten Legierung etwa die-
sem Wert entsprechen, kann eine Rißausbreitung durch ano-
dische Metallauflösung der Rißspitze zunächst nicht ausge-
schlossen werden. Dies setzt jedoch voraus, daß die Riß-
spitze fortwährend deckschichtfrei sein muß. Zum einen
kann die Möglichkeit bestehen, daß durch eine pH-Werter-
niedrigung des Rißelektrolyten gegenüber dem neutralen
Hauptelektrolyten eine deckschichtfreie Rißspitze durch
Verschiebung des Korngrenzendurchbruchpotentials zu einem
gegenüber -0,85 V negativeren Potential oder eine thermo-
dynamisch nicht mehr beständige Oxidschicht verursacht
wird. Vergleichsmessungen der Summenstromspannungskurven
in 1n NaCl-Lösung bei pH 3, der etwa im Rißelektrolyten an-
genommen wird [85,86], zeigen jedoch, daß gegenüber der neu-
tralen Lösung keine Änderung des Korngrenzendurchbruchpo-
tentials festzustellen ist und die Legierung bei -0,85 V
passiv ist. Demnach liegt eine durch Ansäuerung des Riß-
elektrolyten verursachte deckschichtfreie Rißspitze nicht
nahe. Andererseits ist nicht auszuschließen, daß die durch
die beobachtete plastische Verformung hervorgerufenen Span-
nungskonzentrationen an den Korngrenzen eine instabile Deck-
schicht bewirken. Nimmt man ferner an, daß die Metallauf-
lösung an der Rißspitze um so schneller erfolgt, je stärker
die Gitterstörungen vor der Rißspitze sind, so wäre die
schnellere Rißausbreitung in der 100 h zwischenausgelager-
ten AlZnMg3-Legierung gegenüber der zusätzlich 2 min end-
ausgelagerten AlZnMg3-Legierung verständlich, da in der
2 min endausgelagerten AlZnMg3-Legierung auf Grund der
Rückbildung der G.P.-Zonen eine geringere Grobgleitung
und damit schwächere Spannungskonzentration an den Korn-

grenzen als ohne Endauslagerung zu erwarten sind.

Eine Rißausbreitung durch anodische Auflösung der Korngrenzenausscheidungen und mechanischer Trennung der restlichen Bereiche könnte zu der schnelleren Rißausbreitung in der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung führen, falls die auf die Oberfläche der Korngrenzenausscheidungen wirkende Spannung ihr Durchbruchpotential unterhalb des vorgegebenen Potentials von -0,85 V verschieben und außerdem ihre Auflösungsgeschwindigkeit beschleunigen würde.

Ferner erklärte ein Rißwachstum durch alternierendes Aufbrechen der Oxidschicht und Repassivierung ebenfalls die höhere Rißausbreitungsgeschwindigkeit in der nur 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung gegenüber der zusätzlich 2 min endausgelagerten AlZnMg₃-Legierung, da zunehmende Spannungskonzentrationen an den Korngrenzen zu einem leichteren Aufreißen der Oxidschicht führen sollten.

Die schnellere Rißausbreitung in der nur 100 h endausgelagerten AlZnMg₃-Legierung gegenüber der zusätzlich 2 min endausgelagerten AlZnMg₃-Legierung läßt sich auch durch ein Rißwachstum infolge örtlicher Wasserstoffversprödung der Rißspitze erklären, da höhere Spannungskonzentrationen an den Korngrenzen das Aufbrechen des Oxids und damit die Bildung aktiver Metalloberfläche im Korngrenzenbereich, an denen atomarer Wasserstoff entwickelt werden und ins Metall eindringen kann, erleichtern, sowie die Diffusion und Rekombination des atomaren Wasserstoffes an den Korngrenzen begünstigen.

Die größere Rißausbreitungsgeschwindigkeit in der nur 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung gegenüber der zusätzlich 2 min endausgelagerten AlZnMg₃-Legierung schließt demnach trotz gleicher Breite des ausscheidungsfreien Saumes ein Rißwachstum durch anodische Metallauflösung beim Ruhepotential von -0,85 V. d.h. unterhalb des Durchbruchpotentials der unbelasteten Proben nicht aus, da unbekannt ist, inwieweit die Durchbruchpotentiale und die Auflösungsgeschwindigkeit der ausscheidungsfreien Säume oder der Korn-

grenzenausscheidungen durch die Spannungskonzentrationen an der Rißspitze verändert werden.

3.2. Einfluß der Zwischenauslagerung

Der Einfluß der Zwischenauslagerungszeit wurde jeweils an der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung und stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung untersucht:

AlZnMg3: 753 K $\xrightarrow{\text{H}_2\text{O}}$ 273 K $\xrightarrow{\text{Öl}}$ 373 K $\xrightarrow{\text{Salz}}$ 453 K

AlZnMg2: 753 K $\xrightarrow{\text{H}_2\text{O}}$ 273 K $\xrightarrow{\text{Öl}}$ 358 K $\xrightarrow{\text{Salz}}$ 438 K

Als Zwischenauslagerungszeiten wurden für die AlZnMg3-Legierung 15 min, 25 min, 50 min, 150 min, 500 min und 100 h und für die AlZnMg2-Legierung 25 min, 150 min und 30 h gewählt.

3.2.1. Metallkundliche Untersuchungen

Die maximal erreichbare Härte wird bei der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (Abb. 22) und AlZnMg2-Legierung (Abb. 23) mit zunehmender Zwischenauslagerungszeit größer und nach kürzeren Endauslagerungszeiten erreicht. Die Zugfestigkeit σ_B und die Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ der 1 h endausgelagerten AlZnMg3-Legierung und 3 h endausgelagerten AlZnMg2-Legierung nehmen im Gegensatz zur Bruchdehnung δ_B jeweils mit der Zwischenauslagerungsdauer zu (Abb. 24). Der Anteil der interkristallinen Bruchfläche ist in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung von 100 h bis 15 min Zwischenauslagerungszeit und in der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung von 30 h bis 25 min Zwischenauslagerungsdauer gleich und beträgt wiederum etwa 10 %.

In den elektronenmikroskopischen Durchstrahlungsaufnahmen ist der Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf die Mikrostruktur der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung (Bild 25) und stufenausgelagerten

AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung (Bild 26) zu sehen. Die Größenverteilung der Korngrenzenausscheidungen ist in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung von der Zwischenauslagerungszeit unabhängig (Abb. 27). Dagegen sind die Korngrenzenausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung nach 150 min und 30 h Zwischenauslagerungsdauer im Mittel gleich groß und jeweils kleiner als nach 25 min Zwischenauslagerungszeit (Abb. 28). Der arithmetische Mittelwert des Bedeckungsgrades der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen und die Dichte der Korngrenzenausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung zeigen innerhalb des Streubereiches keine Abhängigkeit von der Zwischenauslagerungszeit (Abb. 29). In der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung bleibt der arithmetische Mittelwert der Dichte der Korngrenzenausscheidungen ebenfalls von der Zwischenauslagerungsdauer unbeeinflusst, während der Bedeckungsgrad der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen nach 150 min und 30 h Zwischenauslagerungszeit gleich und kleiner als nach 25 min Zwischenauslagerungsdauer ist (Abb. 30). Der ausscheidungsfreie Saum verbreitert sich bei der 1 h endausgelagerten AlZnMg3-Legierung und der 3 h endausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit sinkender Zwischenauslagerungszeit (Abb. 31). Die Dichte der wiederum hauptsächlich in der η -Phase auftretenden Matrixausscheidungen wird mit längerer Zwischenauslagerungszeit kleiner und liegt in der 1 h endausgelagerten AlZnMg3-Legierung bei gleicher Zwischenauslagerungsdauer stets niedriger als in der 3 h endausgelagerten AlZnMg2-Legierung (Abb. 32).

Im Gegensatz zur nur 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung und zusätzlich 2 min endausgelagerten AlZnMg3-Legierung kann die Festigkeitsabnahme in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung von 100 h bis 15 min Endauslagerungsdauer sowohl auf die gröbere Verteilung der Matrixausscheidungen als auch auf den breiteren ausscheidungsfreien Saum zurückgeführt werden. Eine geringere Festig-

keit mit breiterem ausscheidungsfreien Saum wird teilweise auch in anderen Untersuchungen beobachtet. Die hierbei verwendeten Wärmebehandlungen führen jedoch mit oreiterem ausscheidungsfreien Saum gleichzeitig zu gröberen Korngrenzen [34] oder Matrixausscheidungen [37,45] . Dagegen verursacht eine unterschiedliche Breite des ausscheidungsfreien Saumes, die durch verschiedene Homogenisierungstemperaturen erzielt wurde und die übrige Mikrostruktur nicht beeinflusst, keine Festigkeitsänderung [43] . Das gleiche Ergebnis liefern auch Arbeiten, bei denen die Breite des ausscheidungsfreien Saumes, wie in den vorliegenden Experimenten, durch eine Stufenauslagerung variiert wurde. Hierbei nimmt die Festigkeit bei kurzen Zwischenauslagerungszeiten nur dann mit breiterem ausscheidungsfreien Saum ab, wenn gleichzeitig die Matrixausscheidungen gröber werden. Bei längeren Zwischenauslagerungsdauern, bei denen sich die Matrixausscheidungen nicht mehr ändern, wird auch kein Einfluß des ausscheidungsfreien Saumes auf die Festigkeit gefunden [45] . Es ist deshalb anzunehmen, daß die dichtere Verteilung der Matrixausscheidungen im wesentlichen die Festigkeitszunahme in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit längerer Zwischenauslagerungsdauer verursacht. Es liegt deshalb nahe, daß, wie in Abschnitt 3.3.1. später noch weiter bestätigt wird, die Festigkeitszunahme in der stufenausgelagerten, 1 h endausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit längerer Zwischenauslagerungszeit im wesentlichen durch die feinere Verteilung der Matrixausscheidungen verursacht wird. Dementsprechend sollte auch die geringere Festigkeit der 150 min zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung gegenüber der 30 h zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit jeweils 3 h Endauslagerung auf die gröber verteilten Matrixausscheidungen zurückzuführen sein.

Der Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf die Dichte der Matrixausscheidungen steht mit der eingangs beschriebenen Ausscheidungsfolge während der Stufenauslagerung [22] in Einklang. Da während der Zwischenauslagerung neben der Größe auch die Anzahl der G.P.-Zonen, die als Keime für die Bildung der η' -Matrixausscheidungen bei der nachfolgenden

Endauslagerung dienen, zunimmt, führt eine längere Zwischen- auslagerung zu einer dichteren Verteilung der Matrixausscheidungen.

3.2.2. Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben

Die Summenstromspannungskurven und das Korrosionsverhalten sind unterhalb des von der Zwischenauslagerungsdauer abhängigen Durchbruchpotentials für die stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung von 100 h bis 15 min Zwischen- auslagerung gleich und bereits im Abschnitt 3.1.2. für die 100 h zwischenausgelagerte AlZnMg3-Legierung mit 1 h End- auslagerung näher beschrieben. In der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung entsprechen sich die Summenstromdichte unterhalb der von der Zwischenauslagerungs- zeit beeinflussten Durchbruchpotentiale ebenfalls von 30 h bis 25 min Zwischenauslagerungsdauer. Ab -0,82 V ist die Summen- stromdichte in der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung etwas negativer als in der stufenausge- lagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung und in der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung bis 60 min End- auslagerung (Abb. 10).

Die Durchbruchpotentiale der stufenausgelagerten AlZnMg3-Le- gierung mit 1 h Endauslagerung (Abb. 33) und stufenausgela- gerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung (Abb. 34) werden mit zunehmender Zwischenauslagerungszeit positiver und liegen jeweils edler als die der nur von der Homogenisie- rungstemperatur auf 273 K wasserabgeschreckten AlZnMg3- und AlZnMg2-Legierung. Ferner ist das Durchbruchpotential der 15 min und 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 100 h Endauslagerung deutlich positiver als das der stufen- ausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung.

In Bild 35 a bis f und Bild 16d ist zu erkennen, daß in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslage- rung unmittelbar oberhalb der Durchbruchpotentiale stets Kornflächenangriff stattfindet, wobei von 100 h bis 15 min Zwischenauslagerungszeit der Anteil der durch Kornflächen- korrosion angegriffenen Probenoberfläche geringer und dem-

entsprechend ungleichmäßiger verteilt ist. Von 15 min bis 50 min Zwischenauslagerungsdauer ist daneben Korngrenzenangriff, der mit zunehmender Zwischenauslagerungsdauer schwächer wird, zu beobachten (Bild 35a bis c). Nach längeren Zwischenauslagerungszeiten erkennt man nur noch Kornflächenangriff (Bild 35 d,e,f). Bild 36 zeigt das Korrosionsverhalten bei einem Potential von $-0,675$ V, bei dem bereits starker Oberflächenabtrag stattfindet. Nach 15 min (Bild 36a) und 25 min (Bild 36b) Zwischenauslagerungszeit werden die Körner größtenteils durch interkristalline Korrosion aus der Probe herausgelöst, wobei auf der Oberfläche der Körner vereinzelt schwacher Kornflächenangriff einsetzt. Die Eindringtiefe durch interkristalline Korrosion ist nach 50 min Zwischenauslagerungszeit (Bild 36c) noch größer als durch Kornflächenangriff, der nun den Probenabtrag verursacht. Ab 100 min Zwischenauslagerungsdauer (Bild 36d,e,f) werden die Kornflächen bevorzugt angegriffen und die Korngrenzenbereiche bleiben häufig wabenförmig stehen.

In den stufenausgelagerten AlZnMg_3 -Legierungen mit 1 h Endauslagerung wird die mittlere Eindringtiefe durch interkristalline Korrosion bei gleichem Elektrodenpotential von 15 min bis 50 min Zwischenauslagerungszeit hin kleiner (Abb. 13). Die mittlere Eindringtiefe ist bei gleichem Elektrodenpotential ab 150 min Zwischenauslagerungsdauer etwa gleich und größer als nach 100 min Zwischenauslagerungszeit.

In der 3 h endausgelagerten AlZnMg_2 -Legierung findet unmittelbar oberhalb der Durchbruchpotentiale ebenfalls stets Kornflächenangriff statt (Bild 37). In der 25 min zwischenausgelagerten AlZnMg_2 -Legierung tritt außerdem interkristalline Korrosion auf (Bild 37a). Bei $-0,675$ V ist die Eindringtiefe der interkristallinen Korrosion in der 25 min zwischenausgelagerten AlZnMg_2 -Legierung größer als die des Kornflächenangriffes (Bild 38a), während nach 150 min Zwischenauslagerungszeit (Bild 38b) wie in der AlZnMg_3 -Legierung ab 150 min Zwischenauslagerungsdauer die Kornflächen bevorzugt angegriffen werden.

Die mittlere Eindringtiefe durch Kornflächenangriff ist in der 150 min und 30 h zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung ähnlich (Abb. 14).

Der Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf das Kornflächendurchbruchpotential wäre am einfachsten dadurch zu deuten, daß die Matrix mit zunehmender Zwischenauslagerungsdauer auf Grund der feiner verteilten Matrixausscheidungen stärker an Zink- und Magnesiumatomen verarmt und dadurch positiver wird. Diese Annahme würde jedoch nicht erklären, weshalb mit längerer Zwischenauslagerungszeit der Anteil der durch Kornflächenangriff korrodierten Probenoberfläche größer wird. Der Vergleich der Matrixausscheidungen mit dem Korrosionsverhalten der Kornflächen in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 3 h Endauslagerung und stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung zeigt, daß der Anteil der durch Kornflächenangriff korrodierten Probenoberfläche um so größer wird, je feiner die Verteilung der Matrixausscheidungen ist. Mit zunehmender Zwischenauslagerungszeit sollte wegen der höheren Dichte der η -Matrixausscheidungen die maximale Konzentration $C_{\max}^M$ und minimale Konzentration $C_{\min}^M$ der Zink- und Magnesiumatome in der Matrix kleiner bzw. größer werden, wie Abb. 39 am Beispiel der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung schematisch dargestellt wird. Dementsprechend muß mit längerer Zwischenauslagerungsdauer die Zahl der Stellen höchster und niedrigster Zink- und Magnesiumkonzentration ansteigen. Nimmt man an, daß der Anteil der durch Kornflächenangriff korrodierten Probenoberfläche dem der mikroskopischen Bereiche, die ein negativeres Durchbruchpotential als das angelegte Elektrodenpotential haben, entspricht, so muß der Kornflächenangriff mit wachsender Zwischenauslagerungszeit bei positiven Potentialen einsetzen und gleichzeitig die davon erfaßte Probenoberfläche größer werden. Der Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf den Kornflächenangriff der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung und stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung läßt sich demnach ebenso wie die Auswirkung der

Endauslagerung auf die Kornflächenkorrosion der 100 h zwischen-
ausgelagerten AlZnMg3-Legierung in Abschnitt 3.1.2. auf die
durch die η -Ausscheidungen verursachte kristallographisch
anisotropische Verteilung der Zink- und Magnesiumatome in
der Matrix zurückführen.

Das in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h
Endauslagerung gegenüber dem Durchbruchpotential des homo-
genen Zustandes positivere Korngrenzendurchbruchpotential
läßt darauf schließen, daß der ausscheidungsfreie Saum wäh-
rend der Endauslagerung durch die Bildung von Korngrenzen-
ausscheidungen an Zink- und Magnesiumatomen verarmt. Die
Konzentration an Zink- und Magnesiumatomen im ausscheidungs-
freien Saum C^{AFS} sollte an den Korngrenzen etwa der Gleich-
gewichtskonzentration C_{gl} für die Endauslagerungstempla-
tur sein und am Rande des ausscheidungsfreien Saumes in die
mittlere Zink- und Magnesiumkonzentration der Matrix über-
gehen, wie Abb. 39 am Beispiel der stufenausgelagerten
AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung schematisch dar-
stellt. Wegen der in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legie-
rung mit 1 h Endauslagerung von der Zwischenauslagerung un-
abhängigen Dichte und mittleren Größe der Korngrenzenaus-
scheidungen ist die Menge der während der Endauslagerung
aus dem ausscheidungsfreien Saum zur Bildung der Korngrenzen-
ausscheidungen verbrauchten Zink- und Magnesiumatome
für die untersuchten Zwischenauslagerungszeiten gleich. Dem-
entsprechend wird der ausscheidungsfreie Saum mit kleiner-
er Breite bzw. längerer Zwischenauslagerungszeit stärker
an Zink- und Magnesiumatomen verarmt, was ein positiveres
Korngrenzendurchbruchpotential und eine geringere Auflö-
sungsgeschwindigkeit des ausscheidungsfreien Saumes zur
Folge haben muß.

Mit der in Abb. 39 angenommenen Konzentrationsverteilung
der Zink- und Magnesiumatome in der Matrix und im ausschei-
dungsfreien Saum läßt sich das Korrosionsverhalten der stu-
fenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung
erklären. In der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung bis
50 min Zwischenauslagerungsdauer, bei der auf Grund des
gegenüber dem Kornflächenangriff schnelleren Korngrenzen-
angriff unmittelbar oberhalb des Durchbruchpotentials ne-

ben Kornflächenkorrosion auch interkristalline Korrosion beobachtet werden kann, muß die höchste Konzentration an Zink- und Magnesiumatomen in der Matrix und im ausscheidungsfreien Saum gleich sein. Da der Korrosionsangriff unmittelbar oberhalb des Durchbruchpotentials in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung ab 100 min Zwischenauslagerungsdauer nur höchstens bis zu den Korngrenzen der direkt an der Probenoberfläche liegenden Körnern reicht, besteht die Möglichkeit, daß unmittelbar oberhalb der jeweiligen Durchbruchpotentiale nur die Kornflächen angegriffen werden oder die Auflösung der Korngrenzen im Gegensatz zu den Kornflächen sehr langsam erfolgt und somit die weiteren Körner während der Versuchsdauer ebenfalls vor einem Angriff geschützt werden. Das beobachtete Korrosionsverhalten in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung ab 100 min Zwischenauslagerungszeit läßt sich demnach sowohl bei gleicher als auch geringerer Konzentration der Zink- und Magnesiumatome im ausscheidungsfreien Saum als in der Matrix deuten. Die Eindringgeschwindigkeit des Korrosionsangriffes bei Eindringtiefen, die über die direkt an der Probenoberfläche liegenden Körner hinausgeht, kann sowohl durch die Auflösungsgeschwindigkeit der Matrix als auch durch die Auflösungsgeschwindigkeit der die einzelnen Körner voneinander trennenden ausscheidungsfreien Säume beeinflusst werden. Die kleinere Eindringtiefe bei gleichem Elektrodenpotential in der 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung gegenüber der 150 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit jeweils 1 h Endauslagerung zeigt, daß die Eindringgeschwindigkeit des Korrosionsangriffes nicht durch die Auflösungsgeschwindigkeit der ausscheidungsfreien Säume bestimmt wird, da in diesem Fall die Eindringgeschwindigkeit mit zunehmender Zwischenauslagerungsdauer wegen der stärkeren Verarmung der ausscheidungsfreien Säume an Zink- und Magnesiumatomen bei gleichem Elektrodenpotential geringer werden sollte. Demnach steuert die Auflösungsgeschwindigkeit der Matrix in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung ab 100 min Zwischenauslagerungszeit die Eindringgeschwindigkeit des Korrosionsangriffes und wird um so größer, je geringer der Un-

terschied zwischen der maximalen und minimalen Konzentration der Zink- und Magnesiumatome bzw. je gleichmäßiger die Verteilung der Zink- und Magnesiumatome in der Matrix ist.

Das gleiche Korngrenzendurchbruchpotential in der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung bestätigt wiederum, daß das Korngrenzendurchbruchpotential durch die Konzentration an Zinkatomen im ausscheidungsfreien Saum bestimmt wird. Da sich in beiden Legierungen der Korngrenzenbedeckungsgrad, die Breite des ausscheidungsfreien Saumes und die Legierungskonzentration an Zink nahezu entsprechen, müssen auch die maximale Konzentration an Zinkatomen im ausscheidungsfreien Saum und damit das Korngrenzendurchbruchpotential gleich sein. Die geringere Eindringtiefe durch interkristalline Korrosion der 25 min zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung gegenüber der zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung bei gleichem Elektrodenpotential und nicht zu großen Eindringtiefen läßt sich auf die geringere Legierungskonzentration an Magnesium und damit verbundene geringere Konzentration an Magnesiumatomen im ausscheidungsfreien Saum in der AlZnMg2-Legierung zurückführen. Das mit längerer Zwischenauslagerungszeit positiver werdende Korngrenzen- und Kornflächen-durchbruchpotential, sowie der gegenüber dem Korngrenzenangriff stärker werdende Kornflächenangriff in der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung kann, wie in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung, wiederum auf eine zunehmende Verarmung der Matrix und des ausscheidungsfreien Saumes an Zink- und Magnesiumatomen zurückgeführt werden.

3.2.3. Korrosionsuntersuchungen an belasteten Proben

Unterhalb des Durchbruchpotentials bei $-0,85$ V nimmt die Rißausbreitungsgeschwindigkeit sowohl in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung (Abb. 40) als auch in der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung (Abb. 41) mit wachsender Zwischenauslagerungszeit zu. Die Bruchflächen der Spannungsrißkorrosionsproben der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung weisen bei $-0,85$ V auf den Kornflächen Streifen auf (Bild 42), die in der 500 min zwischenausgelagerten Legierung (Bild 42 a) weiter auseinander liegen und schärfer sind als in der 15 min zwischenausgelagerten Legierung (Bild 42 b).

Die Rißausbreitung ist bei einem Potential von $-0,75$ V, welches noch unterhalb der Durchbruchpotentiale liegt, gegenüber $-0,85$ V in der 15 min (Abb. 43) und 500 min (Abb. 44) zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung etwas schneller und in der 25 min (Abb. 45) und 30 h (Abb. 46) zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung geringfügig langsamer.

In der 500 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung (Abb. 44) ist die Rißausbreitungsgeschwindigkeit oberhalb des Kornflächendurchbruchpotentials bei $-0,69$ V und bei $-0,75$ V etwa gleich, während in der 30 h zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung (Abb. 46) die Rißausbreitungsgeschwindigkeit oberhalb des Kornflächendurchbruchpotentials bei $-0,68$ V größer als bei $-0,75$ V und wieder ungefähr so schnell wie bei $-0,85$ V ist. Auf den Bruchflächen der Spannungsrißkorrosionsproben der 500 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung und 30 h zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung ist oberhalb der Kornflächendurchbruchpotentiale bei $-0,69$ V bzw. $-0,68$ V kein Korrosionsangriff zu erkennen, wie Bild 47 am Beispiel der 500 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung zeigt.

In der 15 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung (Abb. 43) und 25 min zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung (Abb. 45) ist die Rißausbreitung oberhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials bei -0,72 V deutlich schneller als bei -0,75 V.

Die Untersuchungen in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung bei -0,85 V zeigen, daß die Rißausbreitungsgeschwindigkeit mit abnehmender Breite des ausscheidungsfreien Saumes und dichterem Matrixausscheidungen größer wird. Da dichtere Matrixausscheidungen die Neigung zur Groobleitung erhöhen und schmalere ausscheidungsfreie Säume eine Spannungsrelaxation der Versetzungsaufstaus erschweren, wird das Rißwachstum in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung bei -0,85 V mit der Ausbildung von stärkeren Spannungskonzentrationen an den Korngrenzen bei plastischer Verformung begünstigt. Dies läßt sich, wie in Abschnitt 3.1.3. ausführlich diskutiert wurde, mit allen eingangs beschriebenen Mechanismen über die Ausbreitung von Spannungskorrosionsrissen erklären. Da die Rißausbreitung in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit einem an Zink- und Magnesiumatomen reicheren ausscheidungsfreien Saum zunimmt, muß im Falle eines Rißwachstums durch anodische Auflösung des ausscheidungsfreien Saumes angenommen werden, daß sich die bei plastischer Verformung auftretenden Spannungskonzentrationen wesentlich stärker als die Zink- und Magnesiumkonzentration auf die Auflösungs-geschwindigkeit der ausscheidungsfreien Säume auswirken.

Der beobachtete Einfluß der Mikrostruktur auf das Aussehen der Kornflächen von Spannungsrißkorrosionsproben in den stufenabgeschreckten AlZnMg3-Legierungen mit 1 h Endauslagerung bei -0,85 V bestätigt, daß die Rißausbreitung unterhalb des Durchbruchpotentials entlang der Grenzfläche Korngrenze/ausscheidungsfreier Saum stattfindet. Nach Untersuchungen über das Aussehen von interkristallinen Bruchflächen an Luft zerrissener AlZnMg-Legierungen fördert ein schmalerer ausscheidungsfreier Saum immer schär-

fer voneinander getrennte und weiter auseinanderliegende streifenförmige Vertiefungen, was auf die durch einen schmälere ausscheidungsfreien Saum erschwerte und enger begrenzte Spannungsrelaxation der Versetzungsaufstaus im ausscheidungsfreien Saum zurückzuführen ist [42]. Dieses Verhalten zeigen auch die Kornflächen der Spannungsrißkorrosionsproben in der 15 min und der 500 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit jeweils 1 h Endauslagerung, bei denen der schmälere ausscheidungsfreie Saum in der 500 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung ebenfalls mit deutlicher voneinander getrennten Streifen als der breitere ausscheidungsfreie Saum in der 15 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung verbunden ist. Die Spannungskorrosionsrisse müssen demnach beim Ruhepotential von $-0,85$ V an der Grenzfläche Korngrenze/ausscheidungsfreier Saum verlaufen, da sonst der beobachtete Einfluß der Versetzungsaufstaus auf die Bruchflächen der Spannungsrißkorrosionsproben nicht zu beobachten wäre.

Das Auftreten von Streifen durch Versetzungsstaus schließt ein Rißwachstum durch anodische Metallauflösung an der Rißspitze sowie durch alternierendes Aufbrechen und anschließendes Repassivieren der Oxidschicht an der Rißspitze aus, da in beiden Fällen durch die an der Korngrenze stattfindende Metallauflösung keine mikrostrukturbedingten Unebenheiten auf der Kornfläche der Spannungsrißkorrosionsproben zu finden sein sollten. Dagegen widerspricht eine Rißausbreitung durch Auflösung der Korngrenzenausscheidungen und anschließender mechanischer Trennung der dazwischenliegenden Bereiche sowie durch lokale Wasserstoffversprödung der Rißspitze nicht einer Rißausbreitung entlang der Phasengrenze ausscheidungsfreier Saum/Korngrenze.

Die nicht durch Kornflächenangriff korrodierten Bruchflächen der 500 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung unmittelbar oberhalb des Kornflächenbruchpotentials bestätigen ebenfalls, daß die Rißausbreitung hierbei entlang der Phasengrenze Korngrenze/ausscheidungsfreier Saum verläuft, da die Körner offensicht-

lich durch den edleren, auf den Kornflächen befindlichen ausscheidungsfreien Saum vor einem Angriff geschützt werden.

Der deutliche Einfluß des Korngrenzendurchbruchpotentials auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit der 15 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung und 25 min zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung läßt darauf schließen, daß die Rißspitze das gleiche Potential wie das an der Probenoberfläche potentiostatisch vorgegebene Potential aufweist.

Die starke Beschleunigung des Rißwachstums beim Überschreiten des Korngrenzendurchbruchpotentials in der 15 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung und 25 min zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung schließt wiederum eine Rißausbreitung durch anodische Metallauflösung bei $-0,85$ V aus. Da nach diesem Modell bereits unterhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials die Rißspitze aktiv sein muß, sollte das Korngrenzendurchbruchpotential der unbelasteten Probe keinen bevorzugten Einfluß auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit ausüben. Dagegen besteht die Möglichkeit, daß unterhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials eine Rißausbreitung durch anodische Auflösung der Korngrenzenausscheidungen mit anschließender Trennung der restlichen Bereiche stattfindet, während oberhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials das Rißwachstum durch anodische Auflösung des ausscheidungsfreien Saumes erfolgt. Da die Zunahme der Rißausbreitungsgeschwindigkeit oberhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials bei $-0,72$ V gegenüber $-0,75$ V unterhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials höher als die Eindringgeschwindigkeit der interkristallinen Korrosion der unbelasteten Proben bei $-0,72$ V ist, muß im Falle einer Rißausbreitung durch anodische Auflösung der Korngrenzenausscheidungen und anschließender mechanischer Trennung der dazwischenliegenden Bereiche unterhalb des Durchbruchpotentials wiederum angenommen werden, daß die bei der plastischen Verformung auftretenden Spannungskonzentrationen die

anodische Auflösung der ausscheidungsfreien Säume stark beschleunigen. Die wesentlich schnellere Rißausbreitung oberhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials bei $-0,72$ V gegenüber $-0,75$ V unterhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials läßt sich ebenfalls mit einer Rißausbreitung durch örtliche Wasserstoffversprödung der Rißspitze erklären, da oberhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials die aktive Metalloberfläche und damit die Menge des an der Rißspitze gebildeten und ins Metall eindiffundierenden atomaren Wasserstoffs im Korngrenzenbereich deutlich größer werden sollte.

Der nur geringfügige Unterschied der Rißausbreitungsgeschwindigkeit oberhalb des Kornflächendurchbruchpotentials bei $-0,69$ V bzw. $-0,68$ V und unterhalb des Kornflächendurchbruchpotentials bei $-0,85$ V in der 500 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung und 30 h zwischenausgelagerten AlZnMg2-Legierung mit 3 h Endauslagerung ist sowohl bei einem Rißwachstum durch anodische Auflösung der Korngrenzenausscheidungen und anschließender mechanischer Trennung der dazwischenliegenden Bereiche als auch durch örtliche Wasserstoffversprödung der Rißspitze verständlich. In beiden Fällen verläuft die Rißausbreitung entlang der Phasengrenze Korngrenze/ausscheidungsfreier Saum, so daß die Bruchflächen auch oberhalb des Kornflächendurchbruchpotentials wegen des gegenüber den Kornflächen edleren ausscheidungsfreien Saum noch passiv sind.

Der Einfluß der Mikrostruktur auf das Aussehen der Kornflächen von Spannungsrißkorrosionsproben und die Auswirkung des Potentials auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit zeigen, daß das Rißwachstum unterhalb des Durchbruchpotentials durch anodische Auflösung der Korngrenzenausscheidungen mit anschließender mechanischer Trennung der dazwischenliegenden Bereiche oder durch lokale Wasserstoff-

versprödung der Reißspitze erfolgen kann. Dagegen besteht oberhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials die Möglichkeit, daß die Reißausbreitung im wesentlichen durch anodische Auflösung der ausscheidungsfreien Säume, die durch Spannungskonzentrationen an den Korngrenzen beschleunigt wird, stattfindet.

3.3. Einfluß der Stufenabschreckung

Der Einfluß der Stufenabschreckzeit wurde an folgender stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung untersucht:

	Salz		H ₂ O		Öl		Salz	
753 K	—	603 K	—	273 K	—	373 K	—	453 K/1 h

Die Haltezeiten bei 603 K betrugen 2 min und 5 min, die Zwischenauslagerungszeiten jeweils 100 min und 100 h.

3.3.1. Metallkundliche Untersuchungen

Die Zugfestigkeit σ_B und die Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ sind in der stufenabgeschreckten, 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung nach 2 min und 5 min Haltezeit gleich und deutlich niedriger als ohne Stufenabschreckung und werden in der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung durch die Stufenabschreckung kaum beeinflusst (Abb. 48). Die Bruchdehnung δ_B und der interkristalline Bruchanteil an der Gesamtbruchfläche werden durch die Stufenabschreckung nicht verändert und betragen wiederum etwa 10%.

Auf den Korngrenzen der stufenabgeschreckten, 100 min (Bild 49) und 100 h (Bild 50) zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung befinden sich neben vereinzelt groben T-Ausscheidungen, die während der Haltezeit bei 603 K gebildet werden [25], überwiegend feine η -Ausscheidungen. Da die T-Ausscheidungen größer als die durchstrahlbare Foliendicke sind, werden sie beim Dünnen vollständig herausgelöst. Die Größenverteilung und Dichte der η -Korngrenzenausscheidungen wird durch die Stufenabschreckung in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung

mit 1 h Endauslagerung nicht beeinflusst. Die Zahl der T-Korngrenzenausscheidungen nimmt in der stufenabgeschreckten AlZnMg₃-Legierung von 2 min nach 5 min Haltezeit hin zu [25]. Außerdem werden die T-Korngrenzenausscheidungen in der stufenabgeschreckten AlZnMg₃-Legierung im Mittel nach 5 min größer als nach 2 min und für jeweils 2 min und 5 min Haltezeit nach 100 h Zwischenauslagerungsdauer kleiner als nach 100 min Zwischenauslagerungszeit (Abb. 51). Der ausscheidungsfreie Saum wird in der stufenabgeschreckten 100 min (Bild 52) und 100 h (Bild 53) zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung mit 1 h Endauslagerung durch das Auftreten der T-Korngrenzenausscheidungen stark unterschiedlich breit. Entlang der mit Ausscheidungen bedeckten Korngrenzen treten auch die ohne Stufenabschreckung beobachteten schmalen ausscheidungs-freien Säume auf. Die breiten ausscheidungs-freien Säume bilden sich um die T-Ausscheidungen und sind um diese für jeweils 100 min und 100 h Zwischenauslagerungszeit nach 5 min Haltezeit breiter als nach 2 min Haltezeit und für jeweils 2 min und 5 min Haltezeit nach 100 h Zwischenauslagerungsdauer schmaler als nach 100 min Zwischenauslagerungsdauer (Abb. 54). Als Matrixausscheidungen treten wiederum neben der η -Phase überwiegend die η' -Phase auf. Im Gegensatz zu 100 h Zwischenauslagerungszeit sind die Matrixausscheidungen in der stufenabgeschreckten, 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung mit 1 h Endauslagerung nach 2 min und 5 min Haltezeit gleich, aber größer und gröber verteilt als ohne Stufenabschreckung (Abb. 55).

Die in der 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung mit 1 h Endauslagerung durch die Stufenabschreckung verursachte gröbere Verteilung der Matrixausscheidungen steht, wie in Abschnitt 3.2.1., mit der eingangs beschriebenen Ausscheidungsfolge in der stufenausgelagerten AlZnMg-Legierung [22] in Einklang. Da die geringere Leerstellen-übersättigung nach dem Abschrecken von 603 K als von der Homogenisierungstemperatur auf jeweils 273 K zu einer langsameren Bildungsgeschwindigkeit der G.P.-Zonen führt, ist

die Anzahl der nach gleich langer Zwischenauslagerung vorhandenen G.P.-Zonen in der stufenabgeschreckten AlZnMg3-Legierung besonders zu kurzen Zwischenauslagerungszeiten hin, kleiner. Die Stufenabschreckung führt deshalb bei der 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung zu deutlich gröber verteilten Matrixausscheidungen, während sie bei der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung die Dichte der Matrixausscheidungen kaum verändert.

Der Einfluß der Stufenabschreckung auf die Festigkeit in der 100 min und 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung bestätigt, daß die Festigkeit im wesentlichen durch die Matrixausscheidungen bestimmt wird. In der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung erfolgt keine Änderung der Festigkeit durch die Stufenabschreckung, da die Dichte der Matrixausscheidungen kaum verändert wird. In der 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung werden die Festigkeit wie die Dichte der Matrixausscheidungen nur nach 2 min Haltezeit deutlich herabgesetzt und bleiben bis 5 min Haltezeit gleich. Da die Dichte und Größe der T-Korngrenzenausscheidungen, sowie die mittlere Breite des ausscheidungsfreien Saumes in der 100 h und 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung von 2 min bis 5 min Haltezeit hin zunehmen, können sie sich nur unwesentlich auf die Festigkeit auswirken. Die starke Festigkeitsabnahme in der 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung durch Stufenabschreckung kann demnach hauptsächlich auf die dadurch verursachte gröbere Verteilung der Matrixausscheidungen zurückgeführt werden.

3.3.2. Korrosionsuntersuchungen an unbelasteten Proben

In der 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung übt die Stufenauslagerung keinen Einfluß auf die Lage der Durchbruchpotentiale aus (Abb. 56) und es findet nach 2 min (Bild 57a) und 5 min (Bild 57b) Haltezeit unmittelbar oberhalb des Kornflächendurchbruchpotentials bei -0,69 V gleichmäßig auf die Probenoberflä-

che verteilter Kornflächenangriff statt. Bei einem Potential von $-0,675$ V, bei dem bereits starker Probenabtrag auftritt, bleiben die Korngrenzenbereiche wiederum teilweise wabenförmig stehen (Bild 58). Die mittlere Eindringtiefe durch Kornflächenangriff nimmt in der stufenabgeschreckten, 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung bei gleichem Potential von 0 min bis 5 min Haltezeit nur geringfügig ab (Abb. 59).

Bei der 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung ist das Durchbruchpotential in den stufenabgeschreckten Proben mit 2 und 5 min Haltezeit bei 603 K gleich und negativer als ohne Stufenabschreckung (Abb. 56). Oberhalb des Durchbruchpotentials tritt nach 2 min (Bild 60a) und 5 min (Bild 60b) Haltezeit interkristalline Korrosion neben sehr vereinzelt Kornflächenangriff auf. In den mit $-0,675$ V polarisierten Proben ist die Eindringtiefe der interkristallinen Korrosion nur etwas größer als die des Kornflächenangriffes, so daß der Abtrag durch Kornflächenangriff erfolgt (Bild 61). Die mittlere Eindringtiefe der interkristallinen Korrosion ist in der stufenabgeschreckten, 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung nach 2 min und 5 min Haltezeit bei gleichem Elektrodenpotential genauso stark (Abb. 59).

Die Art des kristallographischen Kornflächenangriffes wird in der 100 min und 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung durch die Stufenabschreckung nicht verändert.

Das in der 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung mit 1 h Endauslagerung auf Grund der Stufenabschreckung verursachte positivere Kornflächendurchbruchpotential und der unmittelbar oberhalb des Durchbruchpotentials geringere Anteil der durch Kornflächenangriff korrodierten Probenoberfläche kann wie in Abschnitt 3.2.2. mit den gröber verteilten Matrixausscheidungen in der stufenausgelagerten, 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung gegenüber der 100 min zwischenausgelagerten AlZnMg3-Legierung ohne Stufenabschreckung erklärt werden. Demgegenüber beeinflusst die Stufenabschreckung in der 100 h zwischenaus-

gelagerten AlZnMg₃-Legierung die Kornflächenkorrosion nicht wesentlich, da sie sich nicht auf die Dichte der Matrix-ausscheidungen auswirkt.

Das durch die Stufenabschreckung in der 100 min zwischen-
ausgelagerten AlZnMg₃-Legierung mit 1 h Endauslagerung her-
vorgerufene negativere Korngrenzendurchbruchpotential läßt
darauf schließen, daß die Konzentration an Zink- und Magne-
siumatomen im ausscheidungsfreien Saum größer als in der
nicht stufenabgeschreckten AlZnMg₃-Legierung sein muß. Un-
tersuchungen über die Konzentrationsverteilung von Zink-
und Magnesiumatomen im Korngrenzenbereich an ebenfalls bei
603 K stufenabgeschreckten AlZnMg-Legierungen bestätigen,
daß die Konzentration an Zink- und Magnesiumatomen in den
die T-Korngrenzenausscheidungen umgebenden breiten ausschei-
dungsfreien Säume höher als in den um die η -Korngrenzen-
ausscheidungen befindlichen ausscheidungsfreien Säumen ist
[29,31,32].

3.3.3. Korrosionsuntersuchungen an belasteten Proben

Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit verringert sich in der
100 min und 100 h zwischenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung
mit 1 h Endauslagerung unterhalb des Durchbruchpotentials
bei -0,85 V jeweils mit zunehmender Haltezeit bei 603 K
(Abb. 62). Bild 63 zeigt am Beispiel der Spannungsrißkor-
rosionsprobe einer stufenabgeschreckten, 100 min zwischen-
ausgelagerten AlZnMg₃-Legierung mit 1 h Endauslagerung bei
-0,85 V, daß die Kornflächen der stufenabgeschreckten Pro-
ben deutliche Vertiefungen aufweisen.

Die starken Vertiefungen auf den Kornflächen der stufenab-
geschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung mit
1 h Endauslagerung werden vermutlich durch die Trennung
der groben T-Korngrenzenausscheidungen vom umgebenden aus-
scheidungsfreien Saum verursacht und bestätigen, daß das
Rißwachstum entlang der Phasengrenze Korngrenze/ausschei-
dungsfreier Saum verläuft. Dies legt, wie in Abschnitt
3.2.3. ausführlich diskutiert, unterhalb des Durchbruch-
potentials bei -0,85 V entweder ein Rißwachstum durch ano-

dische Auflösung der Korngrenzenausscheidungen mit anschließender mechanischer Trennung der dazwischenliegenden Bereiche oder örtliche Wasserstoffversprödung der Rißspitze nahe. Die schnellere Rißausbreitung mit zunehmender Dichte und Größe der T-Korngrenzenausscheidungen läßt sich in beiden Modellen erklären, da Bruchuntersuchungen an ebenfalls stufenabgeschreckten AlZnMg-Legierungen ergaben [44,45], daß die Korngrenzensprödigkeit von an Luft zerrissenen, stufenabgeschreckten AlZnMg-Legierungen mit zunehmenden Bedeckungsgrad der Korngrenzen mit T-Korngrenzenausscheidungen deutlich stärker wird. Bei einem Rißwachstum durch anodische Auflösung der Korngrenzenausscheidungen mit anschließender mechanischer Trennung der dazwischenliegenden Bereiche kann das mit der Dichte und Größe der T-Korngrenzenausscheidungen schnellere Rißwachstum dadurch hervorgerufen werden, daß die T-Korngrenzenausscheidungen auf Grund ihres gegenüber den η -Korngrenzenausscheidungen negativeren Durchbruchspotentials [102] schneller aufgelöst werden und daß mit zunehmender Dichte und Größe der T-Korngrenzenausscheidungen bzw. größerer Neigung zum interkristallinen Bruch nicht mehr so viele Korngrenzenausscheidungen zur Ermöglichung eines Sprödbruches in den dazwischenliegenden Bereichen vor der Rißspitze korrodiert werden müssen. Im Falle einer Rißausbreitung durch örtliche Wasserstoffversprödung der Rißspitze kann die mit steigender Dichte und Größe der T-Korngrenzenausscheidungen schneller werdende Rißausbreitung ebenfalls gedeutet werden, da mit zunehmender Dichte und Größe der T-Korngrenzenausscheidungen wegen der dadurch verbundenen größeren Korngrenzensprödigkeit ein Aufbrechen des Oxids im korngrenzennahen Bereich begünstigt und damit die Bildung aktiver Metalloberfläche, an der atomarer Wasserstoff entwickelt und ins Metall eindiffundieren kann, erleichtert wird. Ferner stellen die T-Korngrenzenausscheidungen große Grenzflächen an den Korngrenzen zur Rekombination des atomaren Wasserstoffes dar und fördern mit wachsender Dichte und Größe die Neigung zur interkristallinen Sprödbruchausbreitung.

Der beobachtete Einfluß der Mikrostruktur auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit läßt vermuten, daß das in anderen Untersuchungen gefundene bessere Spannungsrißkorrosionsverhalten in der von der Homogenisierungstemperatur luftabgekühlten gegenüber der wasserabgeschreckten AlZnMg-Legierung [68, 81, 82] nicht, wie teilweise vermutet, auf das Auftreten der T-Phase oder eines breiteren ausscheidungsfreien Saumes zurückzuführen ist, sondern auf die Matrixausscheidungen. Da durch Luftabkühlung auf Grund der langsameren Abkühlungsgeschwindigkeit gegenüber der Wasserabschreckung die Zahl der übersättigt in der Matrix gelösten Leerstellen geringer sein sollte, wird auch die Dichte der Matrixausscheidungen nach der Auslagerung in der luftabgekühlten AlZnMg-Legierung kleiner als in der wasserabgeschreckten AlZnMg-Legierung sein. Darauf deuten auch die in den wasserabgeschreckten AlZnMg-Legierungen höheren Festigkeitswerte als in den luftabgekühlten AlZnMg-Legierungen hin [68] .

Der Einfluß der Stufenabschreckung auf die Rißausbreitung in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung zeigt demnach, daß das Rißwachstum unterhalb des Durchbruchpotentials bei -0,85 V neben den Matrixausscheidungen (Abschnitt 3.1.3. und 3.2.3.) auch sehr stark durch das Auftreten von groben T-Korngrenzenausscheidungen beeinflusst wird. Demgegenüber wirkt sich die Zusammensetzung und Breite des ausscheidungsfreien Saumes kaum auf die Rißausbreitungsgeschwindigkeit aus.

4. Zusammenfassung

Es wurde der Einfluß der Mikrostruktur (Korngrenzen und Matrixausscheidungen, ausscheidungsfreier Saum) auf das Korrosionsverhalten unbelasteter Proben sowie auf die Ausbreitungsgeschwindigkeit von Spannungskorrosionsrissen in belasteten Proben an jeweils einer reinen AlZnMg3-Legierung und reinen AlZnMg2-Legierung in ruhender, luftgesättigter 1n NaCl bei 303 K untersucht. Die reine AlZnMg3-Legierung enthielt (in Gew.-%): Zn 4,76; Mg 3,00; Cu 0,01; Mn 0,01; Fe 0,01; Ti 0,01; Si 0,04; Rest Al, die reine AlZnMg2-Legierung beinhaltete (in Gew.-%): Zn 4,60; Mg 2,00; Fe 0,005; Si 0,006; Rest Al. Die Versuche fanden an stufenausgelagerten und teilweise zusätzlich stufenabgeschreckten Legierungen statt.

Die Ermittlung des Korrosionsverhaltens der unbelasteten Proben erfolgte durch potentiostatische Halteversuche. Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit der Spannungskorrosionsrisse wurde an einseitig mit einem interkristallinen Schwingungskorrosionsanriß versehenen Zugfachproben unter konstanter Last in einer Zugmaschine durch mikrofotographische Beobachtung der an der Probenseite austretenden Rißfront bestimmt. Die Spannungsrißkorrosionsversuche wurden alle beim potentiostatisch vorgegebenen Ruhepotential von -0,85 V durchgeführt und in einigen Fällen durch Messungen bei Potentials von -0,85 V bis oberhalb der Durchbruchpotentiale ergänzt.

Die unbelasteten Proben zeigen oberhalb des gegenüber dem Ruhepotential positiveren Durchbruchpotentials Kornflächen- und Korngrenzenangriff. Der Kornflächenangriff erfolgt um so ausgeprägter entlang parallel zueinander liegender Ebenen, je größer der Anteil der η' -Ausscheidungen gegenüber den restlichen Ausscheidungen in der Matrix ist. Ferner wird in den Zuständen, die hauptsächlich η' -Matrixausscheidungen aufweisen, mit geringerer Dichte der η' -Ausscheidungen das Kornflächendurchbruchpotential negativer und gleichzeitig der Anteil der korrodierten Probenoberfläche kleiner. Der

beobachtete Einfluss der η^i -Matrixausscheidungen auf den Kornflächenangriff wird mit ihrer bevorzugten Bildung auf den (111)-Ebenen der Matrix erklärt, die im Gegensatz zu den gleichverteilten G.P.-Zonen und η -Ausscheidungen eine anisotrope Verteilung der Zink- und Magnesiumatome in der Matrix hervorruft. Das mit schmalerem ausscheidungsfreien Saum positiver werdende Korngrenzendurchbruchpotential wird auf die gleichzeitig durch die Bildung der Korngrenzenausscheidungen hervorgerufene stärkere Verarmung des ausscheidungsfreien Saumes an Zink- und Magnesiumatomen zurückgeführt.

Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit wird unterhalb des Durchbruchpotentials bei -0,85 V in der vollausgehärteten AlZnMg3-Legierung und AlZnMg2-Legierung mit dichterem Verteilung der Matrixausscheidungen, schmalerem ausscheidungsfreien Saum und dem Auftreten von groben T-Korngrenzenausscheidungen schneller. Das Rißwachstum erfolgt hierbei entlang der Grenzfläche Korngrenze/ausscheidungsfreier Saum. Der Einfluß der Mikrostruktur sowie die Rißausbreitung entlang der Phasengrenze Korngrenze/ausscheidungsfreier Saum lassen sich mit einem Rißwachstum durch anodische Auflösung der Korngrenzenausscheidungen und mechanischer Trennung der restlichen Bereiche oder durch lokale Wasserstoffversprödung der Rißspitze deuten. Die Rißausbreitungsgeschwindigkeit ist in den Zuständen, die oberhalb des Durchbruchpotentials starken Kornflächenangriff zeigen, oberhalb dieser Kornflächendurchbruchpotentiale ungefähr genauso groß wie bei -0,85 V. Dagegen wird das Rißwachstum in den Zuständen, die oberhalb des Durchbruchpotentials ausgeprägte interkristalline Korrosion aufweisen, oberhalb des Korngrenzendurchbruchpotentials deutlich schneller als bei -0,85 V.

5. Literaturverzeichnis

- 1 D.Altenpohl: Aluminium und Aluminiumlegierungen. Berlin, Göttingen, Heidelberg, New York, 1965 S. 770 ff.
- 2 L.F.Mondolfo: Aluminium Alloys, Structure and Properties, London, Boston, 1976 S, 842 ff.
- 3 H. Schmalzried, V.Gerold: Zeitschrift Metallkunde 49 (1958) 291
- 4 G.Thomas, J.Nutting: Journal of the Institute of Metals 88 (1959/60) 81
- 5 R.Graf: Compt. rend. 242 (1965) 1311; 244 (1967) 337
- 6 V.Gerold, H.Haberkorn: Zeitschrift Metallkunde 50 (1959) 568
- 7 J.D.Embury, R.B.Nicholson: Acta Metallurgica 13 (1965) 403
- 8 C.E.Lyman, J.B.Vander Lande: Metallurgical Transactions 77 (1976) 1211
- 9 H.A.Holl: Metal Science Journal 1 (1967) 111
- 10 N.Ryum: Acta Metallurgica 17 (1969) 821
- 11 N.Ryum: Zeitschrift Metallkunde 66 (1975) 338,344,377
- 12 J.Gjonnes, Chr.J.Simensen: Acta Metallurgica 18 (1970) 881
- 13 L.F.Mondolfo, N.A.Gjostein, D.W.Levinson: Transactions of AIME 206 (1956) 1378
- 14 F.Laves, K.Löhberg: Nachr. Gesellschaft Wiss. Göttingen 1 (1934) 59
- 15 P.A.Thackery: Journal of the Institute of Metals 96 (1968) 228
- 16 A.J.Cornish, M.K.B.Day: Journal of the Institute of Metals 97 (1969) 44
- 17 F.Laves, K.Löhberg, H.Witte: Metallwirtschaft 14 (1935) 793
- 18 W.Köster: Aluminium 34 (1958) 694
- 19 A.Kelly, R.B.Nicholson: Progr. Mat. Sci. 10 (1963) 151

- 20 A.J.De Ardo, JR. und Chr. Simensen: Metallurgical Transactions 4 (1973) 2413
- 21 J.L.Tayler: Journal of the Institute of Metals 92 (1963/64) 301
- 22 G.W.Lorimer, R.B.Nicholson: Acta Metallurgica 16 (1965) 1009
- 23 C.R.Shastry, G.Judd: Metallurgical Transactions 2 (1971) 3283
- 24 S.Chang, J.E.Morral: Acta Metallurgica 23 (1975) 685
- 25 P.Unwin, G.W.Lorimer, R.B.Nicholson: Acta Metallurgica 17 (1969) 1363
- 26 E.A.Starke: Journal of the Institute of Metals 54 (1970)
- 27 P.R.Sperry: Metallurgical Transactions 1 (1970) 2650
- 28 C.R.Shastry, G.Judd: Metallurgical Transactions 3 (1972) 779
- 29 P.Doig, J.W.Edington, G.Hibbert: Phil. Mag. 28 (1973) 971
- 30 P.Doig, J.W.Edington: British Corrosion Journal 9 (1974) 220
- 31 P.Doig, J.W.Edington: Phil. Mag. 29 (1974) 285
- 32 P.Doig, J.W.Edington: Corrosion 31 (1975) 347
- 33 A.J.Sedriks, P.W.Slattey, E.N.Pugh: Transactions of the ASM 62 (1969) 815
- 34 M.Abe, K.Asano, A.Fujiwara: Metallurgical Transactions 4 (1973) 1499
- 35 P.C.Varley, M.K.B.Day, A.Sendorek: Journal of the Institute of Metals 16 (1957/58) 337
- 36 W.Gruhl, H.Cordier: Aluminium 44 (1968) 403
- 37 W.F.Smith, N.J.Grant: Metallurgical Transactions 1 (1970) 979
- 38 E.Hornbogen: Zeitschrift Metallkunde 58 (1967) 31
- 39 H.Holl: Corrosion 23 (1967) 173

- 40 A.J.De Ardo, JR. und R.D.Townsend: Metallurgical Transactions 1 (1970) 2573
- 41 N. Ryum, B. Haegland, T. Lindveit: Zeitschrift Metallkunde 58 (1967) 28
- 42 N.Ryum, K.Baardseth: Journal of the Institute of Metals 96 (1968) 92
- 43 N.Ryum: Acta Metallurgica 16 (1968) 327
- 44 P.N.T.Unwin, G.C.Smith: Journal of the Institute of Metals 97 (1969) 299
- 45 S.P.Lynch: Metal Science Journal 7 (1973) 93
- 46 B.K.Basu, C.Elbaum: Acta Metallurgica 13 (1965) 1117
- 47 K.-H.Dünkeloh, G.Kralik, V.Gerold: Zeitschrift Metallkunde 65 (1974) 291
- 48 R.J.Gest, A.R.Troiano: Corrosion 30 (1974) 274
- 49 G.M.Scamans, R.Alani, P.R.Swann: Corrosion Science 16 (1976) 443
- 50 H.Kaesche: Die Korrosion der Metalle, Berlin 1966 Springer Verlag 156 ff.
- 51 L.Graf, W.Neth: Zeitschrift Metallkunde 60 (1969) 789
- 52 A.J.Sedriks, J.A.S.Green, D.L.Novak: Metallurgical Transactions 1 (1970) 1815
- 53 R.Grauer, E.Wiedmer: Corrosion Science 13 (1973) 633
- 54 E.Wiedmer, R.Grauer: Aluminium 51 (1975) 511
- 55 J.Berggreen, H.J.Engell, H.Kaesche: Werkstoffe und Korrosion 26 (1975) 599
- 56 F.Stoll, W.Hornig, J.Richter, H.Kaesche: Werkstoffe und Korrosion 29 (1978) 585
- 57 D.E.Davies, J.P.Dennison, M.L.Mehta: Evidence of Intergranular Corrosion in a High Purity Aluminium-Zinc-Magnesium-Alloy in Unstressed Condition. In: Localized Corrosion, Williamsburg 6./10.12.1971 NACE

- 58 I.L.Muller, J.R.Galvele: Corrosion Science 17 (1977)
095
- 59 P.Brenner, W.Gruhl: Zeitschrift Metallkunde 52 (1961)
599
- 60 W.Gruhl: Zeitschrift Metallkunde 53 (1962) 670
- 61 W.Gruhl: Zeitschrift Metallkunde 54 (1963) 86
- 62 W.Gruhl: Metall 17 (1963) 197
- 63 W.Gruhl: Zeitschrift Metallkunde 55 (1964) 577
- 64 W.Gruhl: Metall 19 (1965) 206
- 65 D.Brungs, W.Gruhl: Werkstoffe und Korrosion 20 (1969)
314
- 66 D.Eurof Davies, J.P.Dennison, M.L.Mehta: Corrosion
27 (1971) 371
- 67 P.N.Adler, R.DeIasi, G.Geschwind: Metallurgical Trans-
actions 3 (1972) 3192
- 68 F.E.Watkinson, J.C.Scully: Corrosion Science 12 (1972)
905
- 69 J.Richter, H.Kaesche: Werkstoffe und Korrosion 28 (1977)
602
- 70 M.O.Speidel, M.V.Hyatt: Stress Corrosion Cracking of
High Strength Al-Alloys in: Advances in Corrosion
Science and Technology, Bd.2. Hgg. v.M.G.Fontana und
R.W.Staehle, New York 1972, Plenum Press
- 71 P.K.Poulose, J.E.Morrall, A.J.McEvily: Metallurgical
Transactions 5 (1974) 1393
- 72 F.E.Watkinson, H.G.Scully: Corrosion Science 11 (1971)
179
- 73 B.Grzemba, W.Gruhl: Metall 30 521
- 74 W.R.Middleton, R.N.Parkins: Corrosion 28 (1972) 88
- 75 H.P.van Leeuwen, L.Schra, W.J.van der Vet: Journal of
the Institute of Metals 100 (1972) 86

- 76 H.-J.Engell, M.O.Speedel: Werkstoffe und Korrosion 4
(1969) 281
- 77 A.J.Jakobs: Transactions of the ASM 58 (1965) 579
- 78 W.Gruhl: Aluminium 54 (1978) 323
- 79 P.N.T.Unwin, R.B.Nicholson: Acta Metallurgica 17 (1969)
1379
- 80 J.A.S.Green, W.G.Montague: Corrosion 31 (1975) 209
- 81 K.G.Kent: Journal of the Intstitute of Metals 97 (1969)
127
- 82 A.J.Sedriks, J.A.S.Green, D.L.Novak: Metallurgical
Transactions 4 (1973) 1992
- 83 M.K.B.Day, A.J.Cornish, T.P.Dent: Metal Science Journal
3 (1969) 175
- 84 B.Grzempa, W.Gruhl: Metall 29 (1975) 263
- 85 B.F.Brown, C.T.Fuji, E.P.Dahlberg: Journal Electro-
chemical Science 116 (1969) 218
- 86 A.J.Sedriks, J.A.S.Green, D.L.Novak: Corrosion 27 (1971)
198
- 87 H.P.van Leeuwen, J.A.M.Boogers, C.J.Stentler: Corrosion
31 (1975) 23
- 88 A.J.McEvily, JR., J.B.Clark, A.P.Bond: Transactions of
the ASM 60 (1967) 661
- 89 W.J.Helfrich: Corrosion 29 (1973) 316
- 90 W.E.Wood, W.W.Gerberich: Metallurgical Transactions 5
(1974) 1285
- 91 D.Brungs, W.Gruhl: Metall 24 (1970) 217
- 92 W.Gruhl, D.Brungs: Metall 23 (1969) 1020
- 93 A.J.Sedriks, P.W.Slattey, E.N.Pugh: Transactions of
the ASM 62 (1969) 238
- 94 I.T.Taylor, R.L.Edgar: Metallurgical Transactions 2
(1971) 833

- 95 A.J.Cornish, M.K.B.Day: Journal of the Institute of Metals 99 (1971) 377
- 96 H.P.van Leeuwen: Corrosion 29 (1973) 197
- 97 H.P.van Leeuwen: Corrosion 31 (1975) 154
- 98 W.Fink, L.A.Willey: Amer. Inst. min. metall. Engrs., Techn.Publ. Nr.761, 31 S., Metals Techn. 3 (1936)
- 99 I.J.Polmear: Journal of the Institute of Metals 86 (1957/58) 113
- 100 H.v.Heimendahl: Micron 4 (1972/73) 111
- 101 J.Berggreen: Dissertation, Erlangen 1975
- 102 H.Vosskühler: Werkstoffe und Korrosion 1 (1950) 357

6. Abbildungen

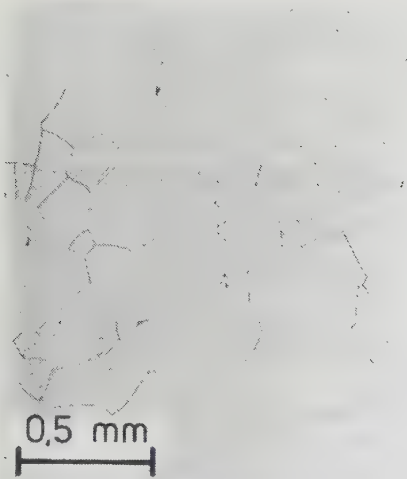


Bild 1a: Rekristallisiertes
Gefüge der AlZnMg₂-Legierung

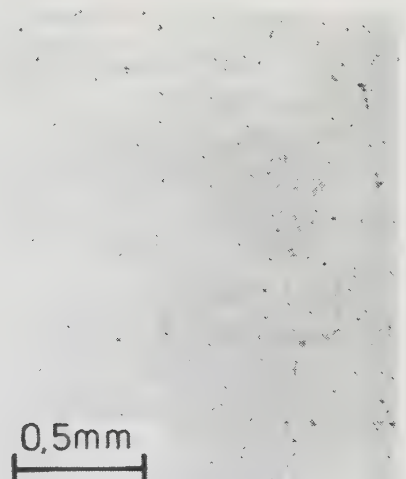


Bild 1b: Rekristallisiertes
Gefüge der AlZnMg₃-Legierung

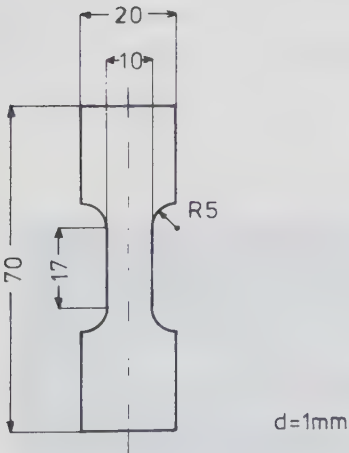


Abb. 2a: Zugflachprobe für
die Festigkeitsuntersuchungen

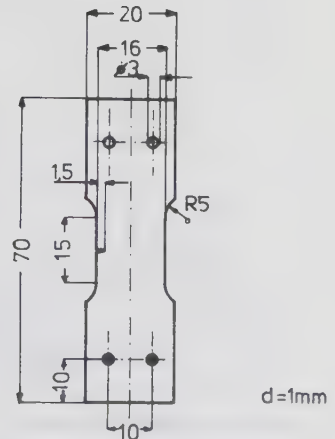


Abb. 2b: Zugflachprobe für
die Spannungsrißkorrosions-
versuche

potentiostatische Schaltung

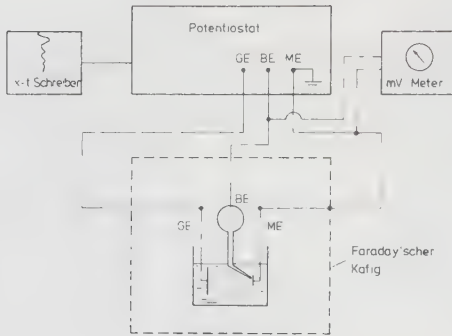
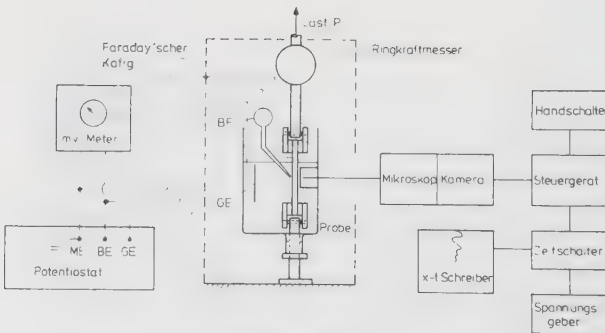


Abb. 3: Blockschaltbild zur Aufnahme potentiostatischer Summenstromspannungskurven



Prinzipschaltskizze zur Bestimmung der Rißausbreitung

Abb. 4: Prinzipschaltbild zur mikrofotographischen Beobachtung der Spannungskorrosionsrißausbreitung

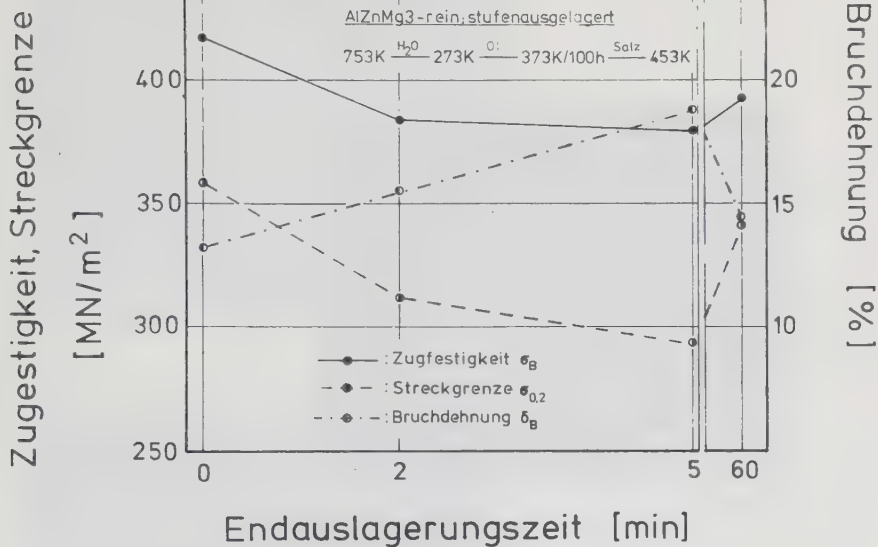


Abb. 5: Einfluß der Endauslagerungszeit auf die Zugfestigkeit σ_B , Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ und Bruchdehnung δ_B der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K)

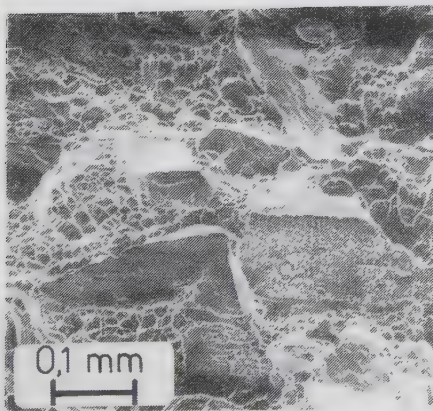


Bild 6: Bruchfläche der an Luft zerrissenen Zugflachprobe einer stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K/1h); REM, 150-fach

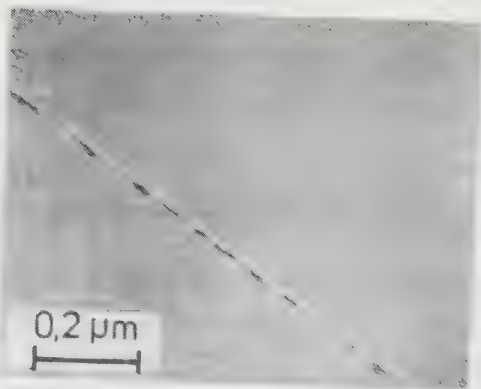


Bild 7a:
453K/0min



Bild 7b:
453K/2min

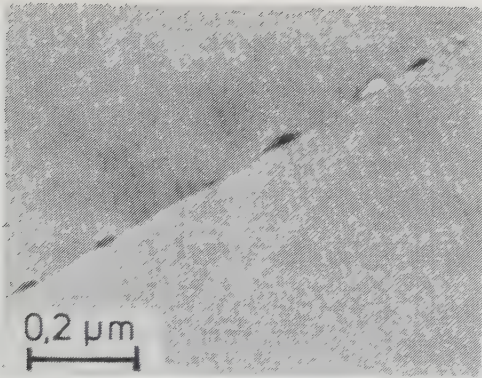


Bild 7c:
453K/5min

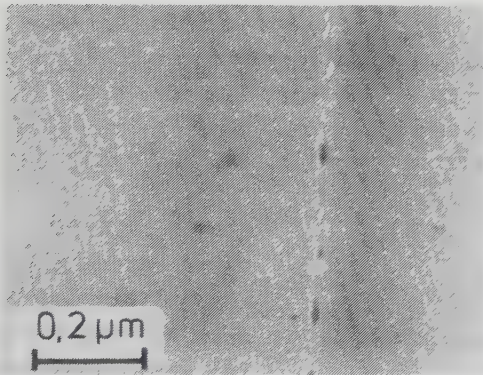


Bild 7d:
453K/60min

Bild 7: Mikrostruktur der stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K) nach 0 min (a), 2 min (b), 5 min (c) und 60 min (d) Endauslagerungszeit bei 453 K; Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen, 100 000-fach

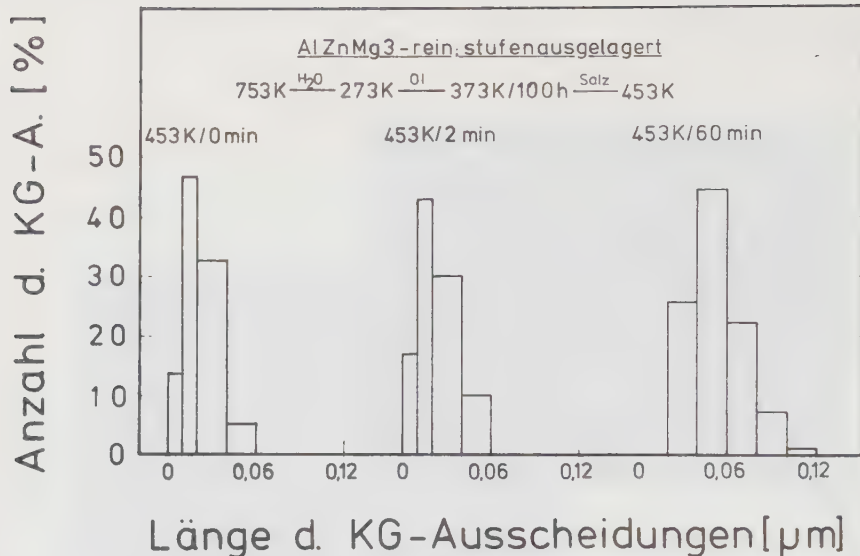


Abb. 8: Einfluß der Endauslagerungszeit auf die Größenverteilung der Korngrenzenausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K)

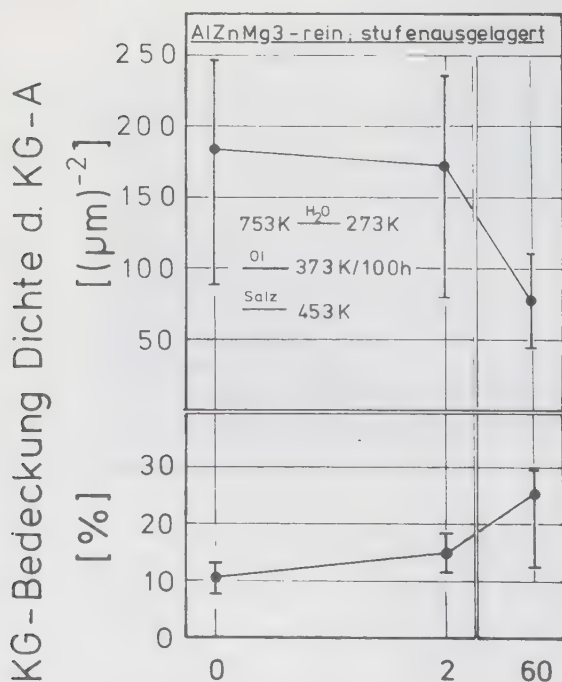


Abb. 9: Einfluß der Endauslagerungszeit auf den Bedeckungsgrad der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen und die Dichte der Korngrenzenausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K)

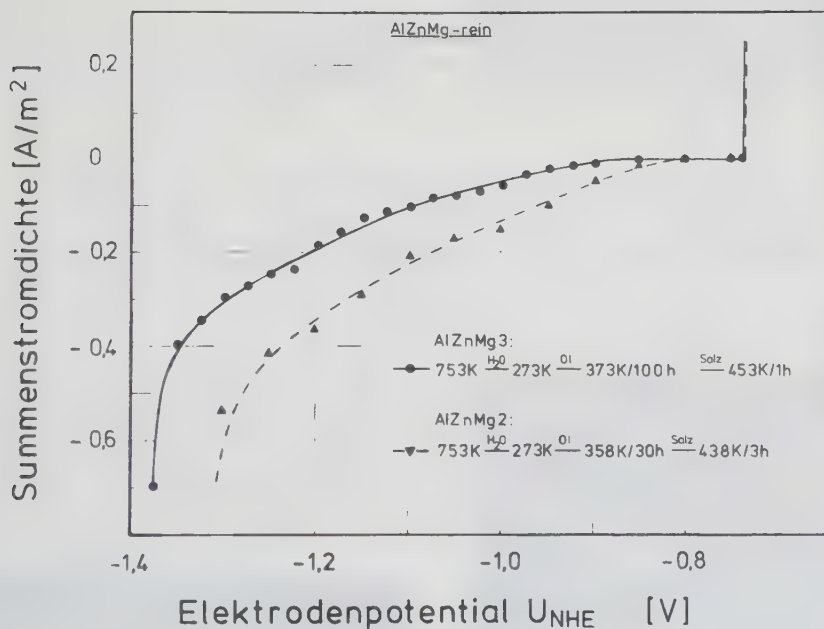
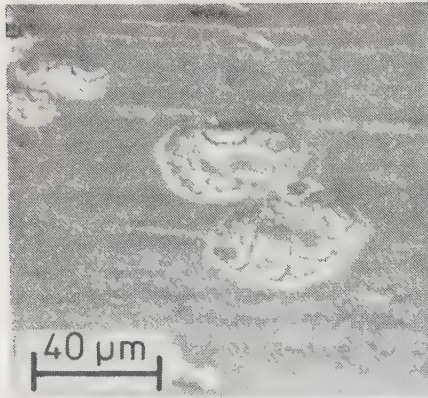
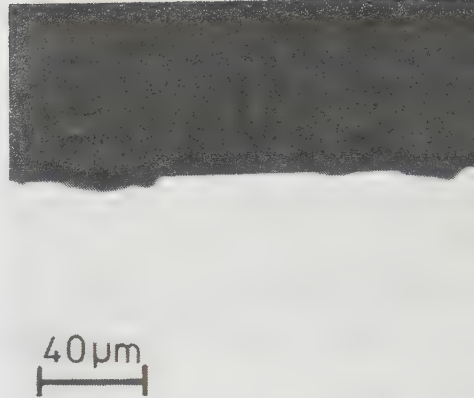


Abb. 10: Potentiostatische Summenstromspannungskurven der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K/1h) und AlZnMg2-Legierung (753K - 273K - 358K/30h - 438K/3h); 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

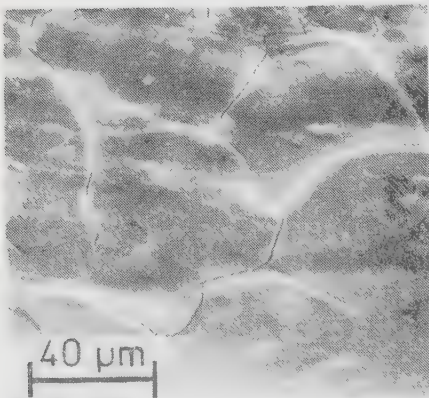


Oberfläche: REM, 600-fach



Querschliff: 500-fach

Bild 11: Lochförmiger Korrosionsangriff der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K/1h); $U_{\text{NHE}} = -0,95 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K



Oberfläche: REM, 600-fach



Querschliff: 500-fach

Bild 12: Deckschicht auf der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K/1h); $U_{\text{NHE}} = -1,25 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

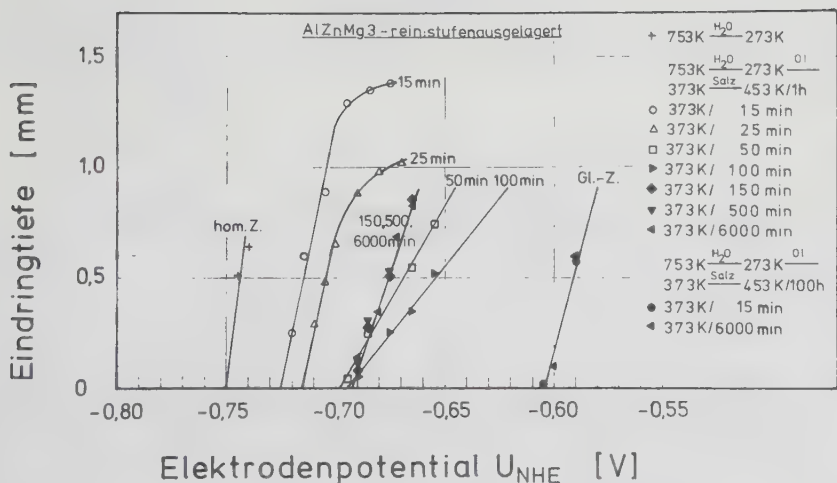


Abb. 13: Potentialabhängigkeit der mittleren Eindringtiefe durch interkristalline Korrosion (offene Symbole) und Kornflächenangriff (ausgefüllte Symbole) in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) mit 15, 25, 50, 100, 150, 500 und 6000 min Zwischenauslagerungszeit, sowie des homogenen Zustandes (753K - 273K) und des Gleichgewichtszustandes (753K - 273K - 373K/15,6000min - 453K/100h); 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

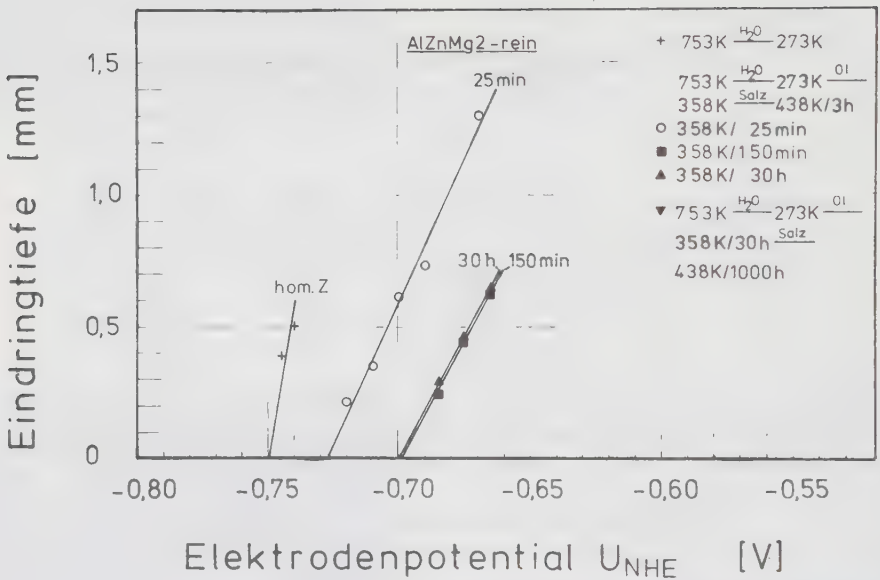


Abb. 14: Potentialabhängigkeit der mittleren Eindringtiefe durch interkristalline Korrosion (offene Symbole) und Kornflächenangriff (ausgefüllte Symbole) in der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h) mit 25, 150 und 1800 min Zwischenauslagerungszeit, sowie des homogenen Zustandes (753K - 273K); 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

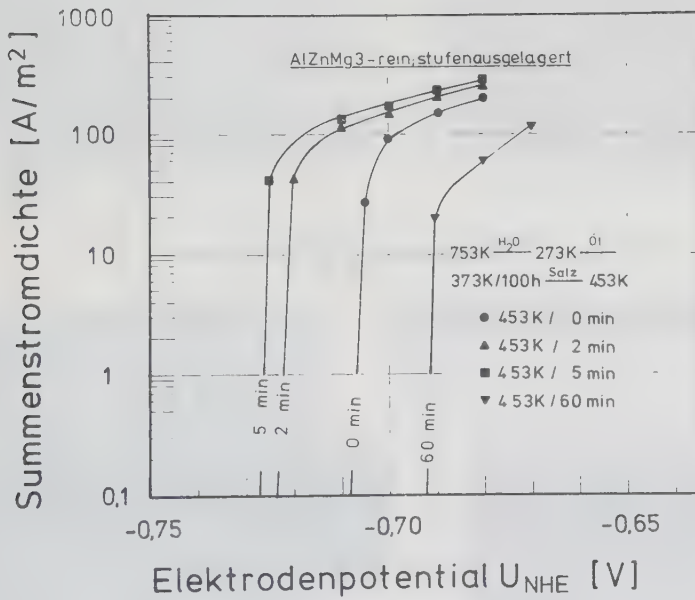
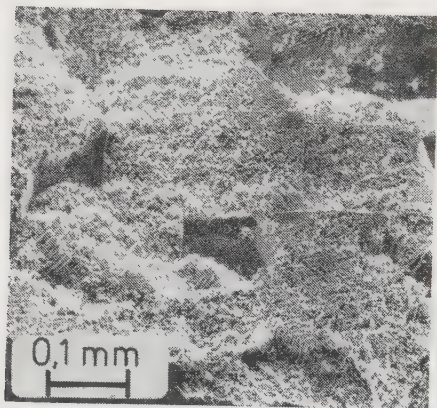
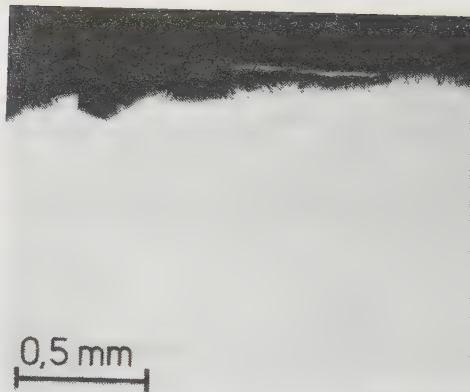


Abb. 15: Potentiostatische anodische Summenstromspannungskurven der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K) mit 0, 2, 5 und 60 min Endauslagerungszeit bei 453 K; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

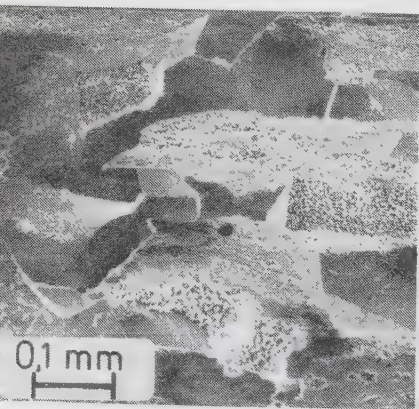


Oberfläche: REM, 150-fach

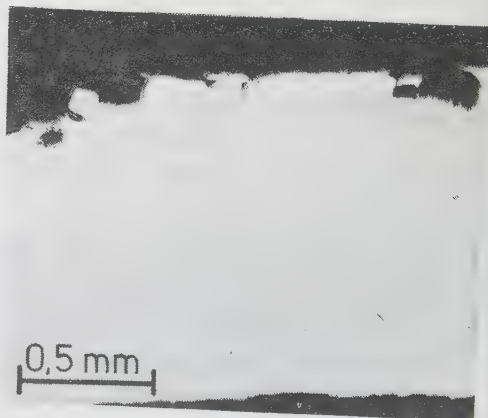


Querschliff: 50-fach

Bild 16a: 453K/0min; $U_{\text{NHE}} = -0,705 \text{ V}$

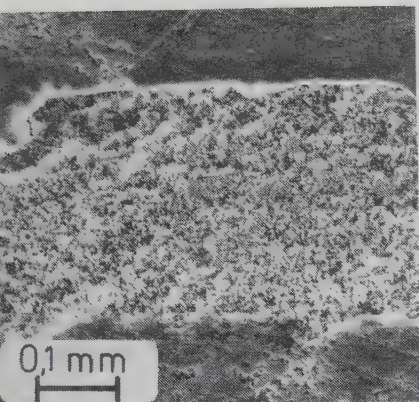


Oberfläche: REM, 150-fach

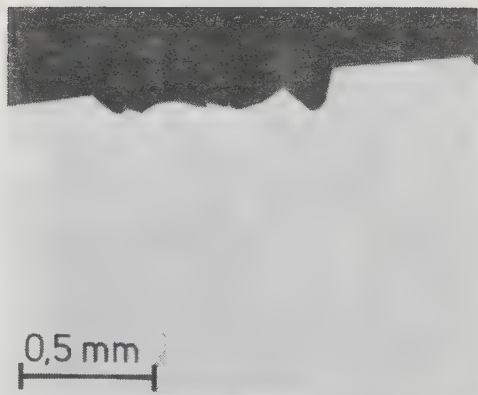


Querschliff: 50-fach

Bild 16b: 453K/2min; $U_{\text{NHE}} = -0,720 \text{ V}$

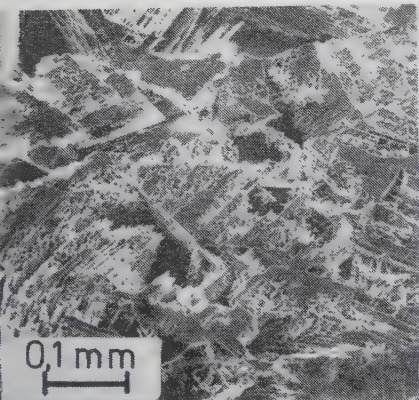


Oberfläche: REM, 150-fach

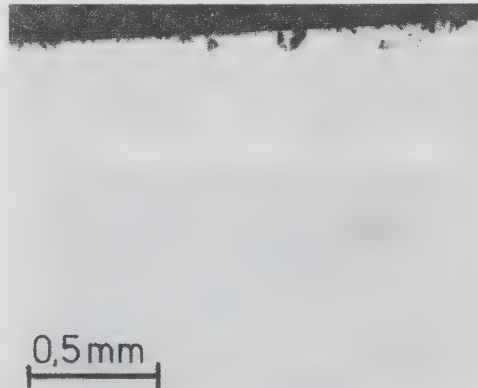


Querschliff: 50-fach

Bild 16c: 453K/5min; $U_{\text{NHE}} = -0,725 \text{ V}$



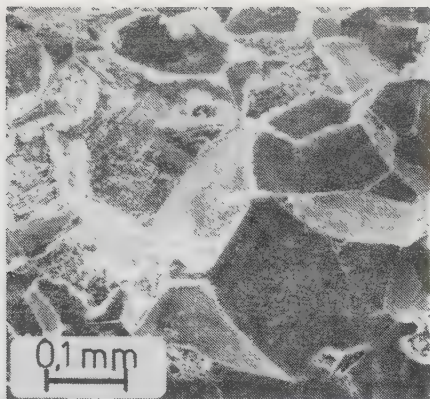
Oberfläche: REM, 150-fach



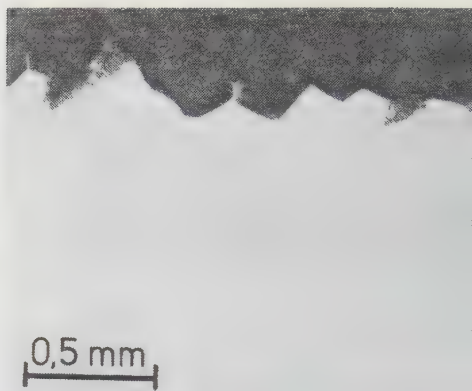
Querschliff: 50-fach

Bild 16d: 453K/60min; $U_{\text{NHE}} = -0,690 \text{ V}$

Bild 16: Korrosionsangriff der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K) nach 0 min (a), 2 min (b), 5 min (c) und 60 min (d) Endauslagerungszeit bei 453 K unmittelbar oberhalb der Durchbruchpotentiale; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

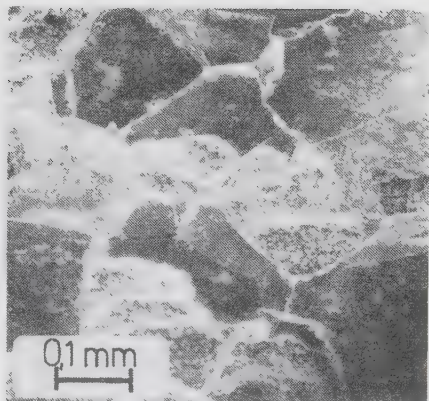


Oberfläche: REM, 150-fach

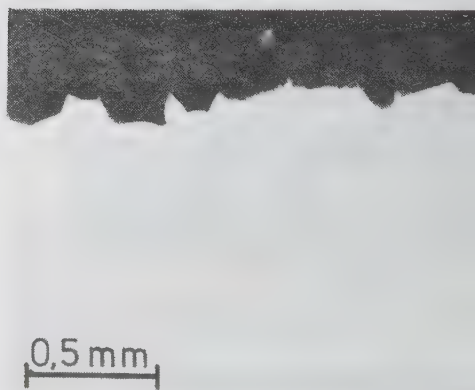


Querschliff: 50-fach

Bild 17a: 453K/0min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$

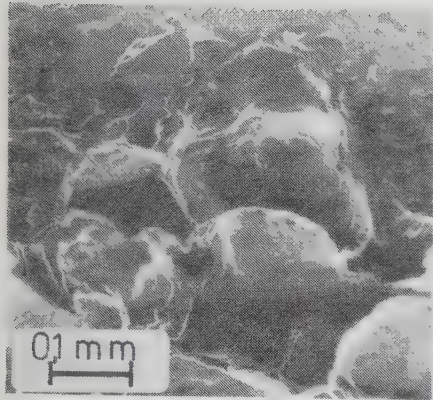


Oberfläche: REM, 150-fach

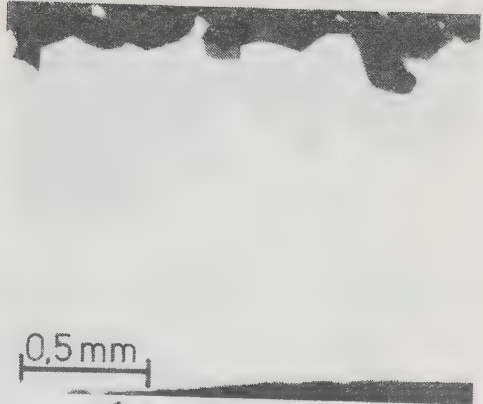


Querschliff: 50-fach

Bild 17b: 453K/2min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$



Oberfläche: REM, 150-fach

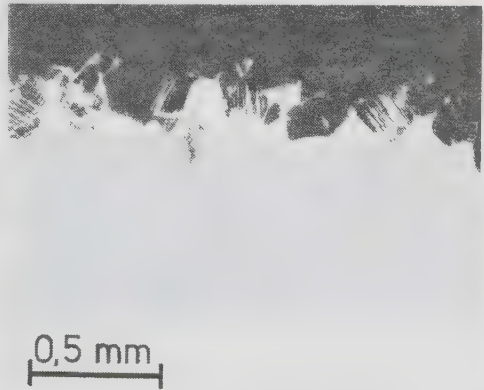


Querschliff: 50-fach

Bild 17c: 453K/5min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$



Oberfläche: REM, 150-fach



Querschliff: 50-fach

Bild 17d: 453K/60min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$

Bild 17: Korrosionsangriff der stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K) nach 0 min (a), 2 min (b), 5 min (c) und 60 min (d) Endauslagerungszeit bei 453 K; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

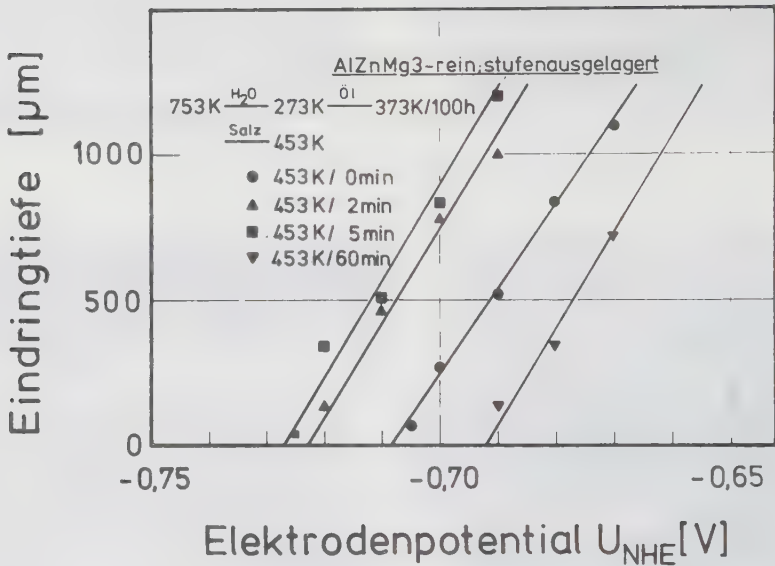
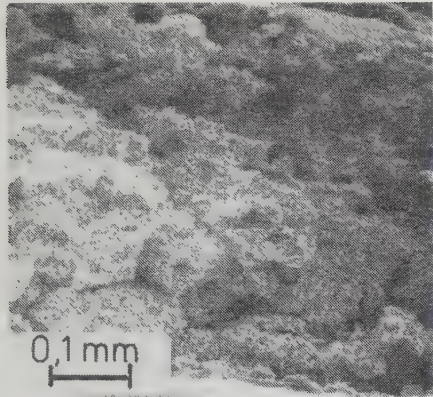
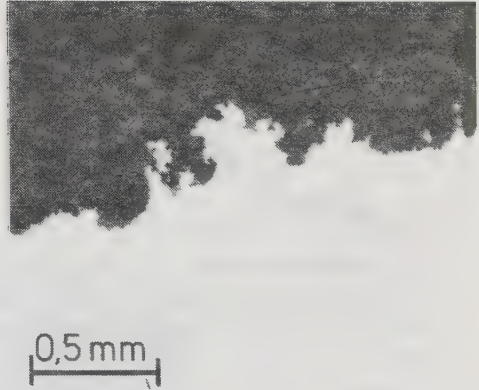


Abb. 18: Potentialabhängigkeit der mittleren Eindringtiefe durch Kornflächenangriff in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K) mit 0, 2, 5 und 60 min Endauslagerung bei 453 K; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

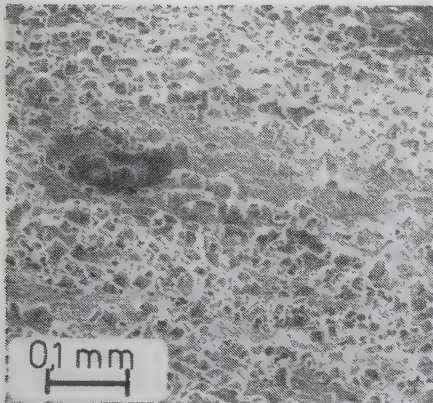


Oberfläche: REM, 150-fach

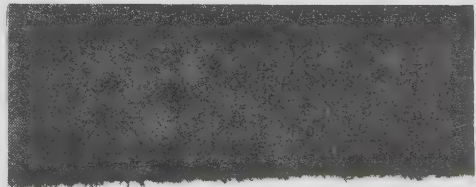


Querschliff: 50-fach

Bild 19: Korrosionsangriff des homogenen Zustandes der AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K); $U_{\text{NHE}} = -0,745 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K



Oberfläche: REM, 150-fach



Querschliff: 50-fach

Bild 20: Korrosionsangriff des Gleichgewichtszustandes der AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K/100h); $U_{\text{NHE}} = -0,600 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

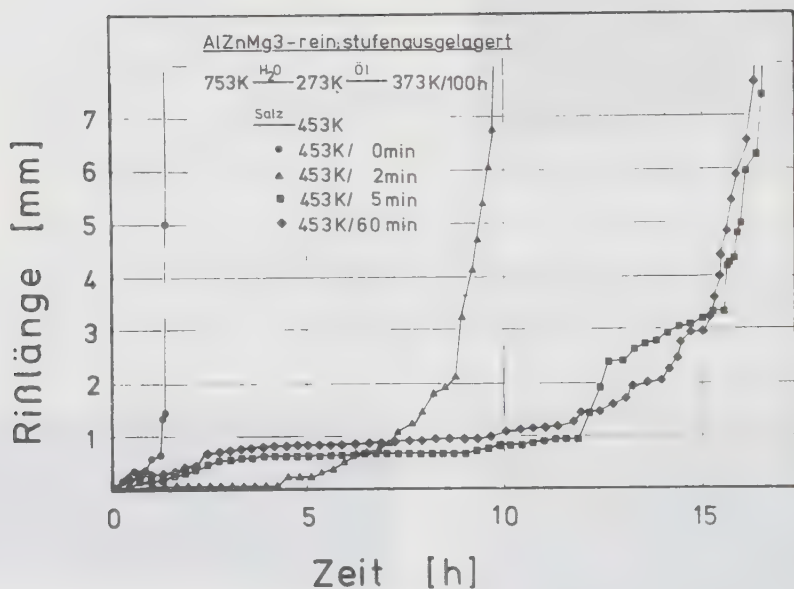
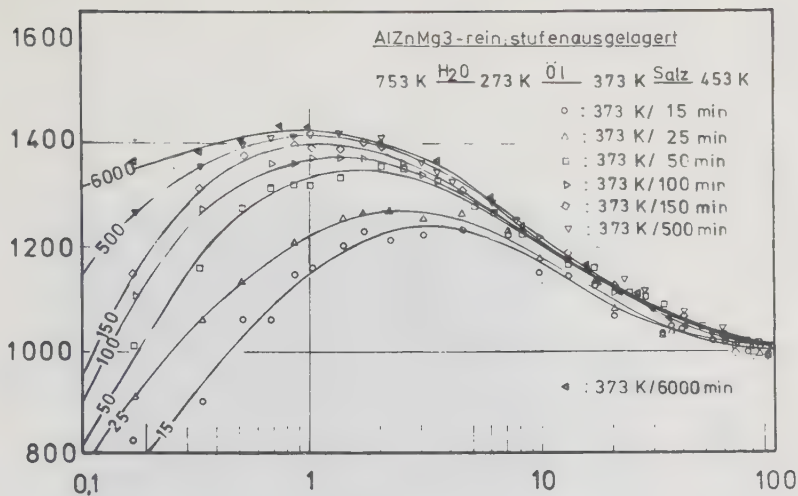


Abb. 21: Rißlänge-Zeit-Kurven der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K/100h - 453K) mit 0, 2, 5 und 60 min Endauslagerung bei 453 K; $U_{\text{NHE}} = -0,85 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

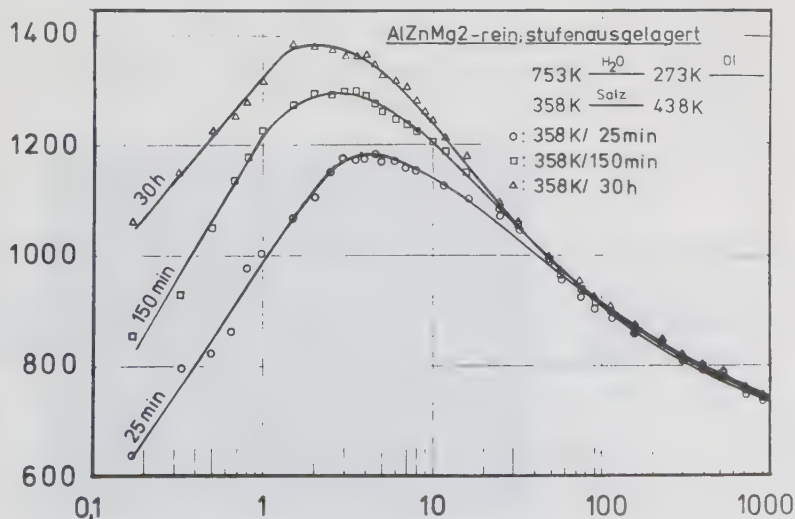
Vickershärte HV5 [MN/m²]



Endauslagerungszeit [h]

Abb. 22: Abhängigkeit der Vickershärte HV5 von der Endauslagerungszeit der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K) für 15, 25, 50, 100, 150, 500 und 6000 min Zwischenauslagerungszeit bei 373 K

Vickershärte HV5 [MN/m²]



Endauslagerungszeit [h]

Abb. 23: Abhängigkeit der Vickershärte HV5 von der Endauslagerungszeit der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K) für 25, 150 und 1800 min Zwischenauslage-

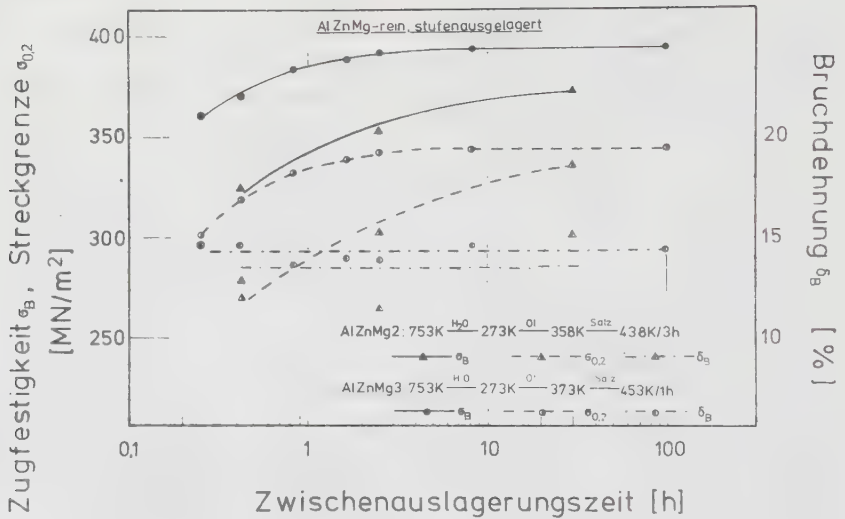


Abb. 24: Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf die Zugfestigkeit σ_B , Streckgrenze $\sigma_{0.2}$ und Bruchdehnung δ_B der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) und stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h)

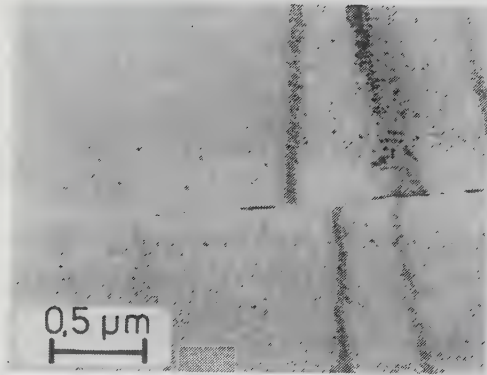


Bild 25a:
373K/15min

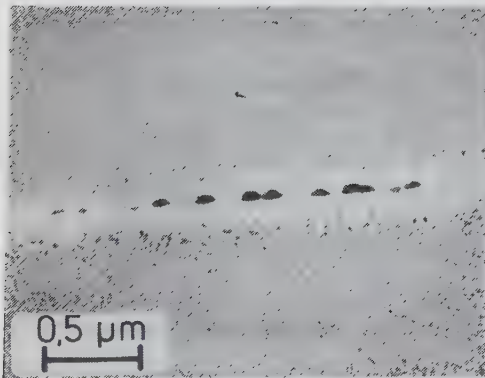


Bild 25b:
373K/25min

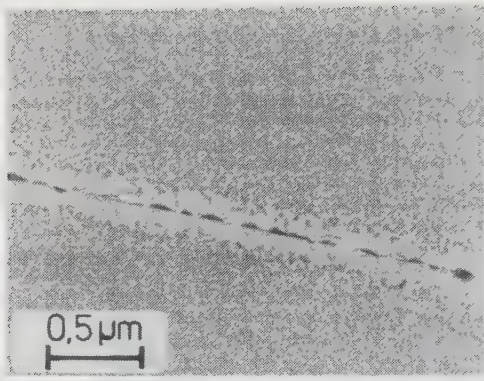


Bild 25c:
373K/50min

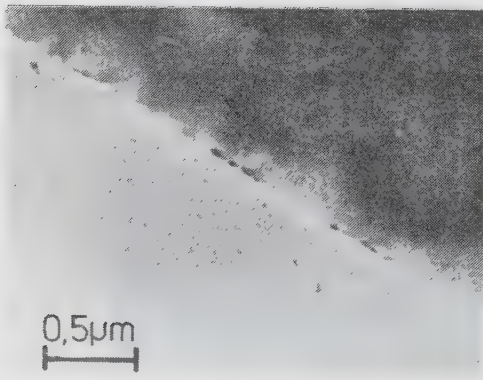


Bild 25d:
373K/100min

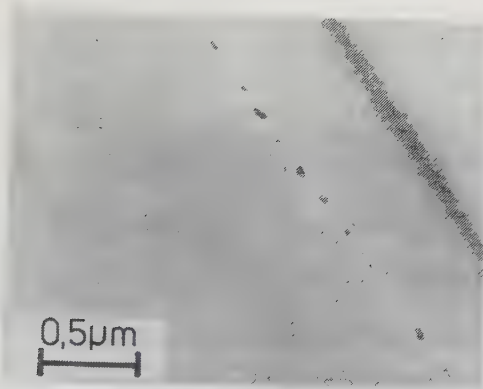


Bild 25e:
373K/150min

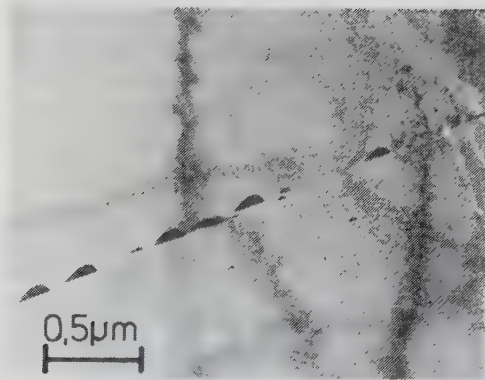


Bild 25f:
373K/500min

Bild 25: Mikrostruktur der stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 15 min (a), 25 min (b), 50 min (c), 100 min (d), 150 min (e) und 500 min (f) Zwischenauslagerungsdauer bei 373 K; Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen, 45 000-fach

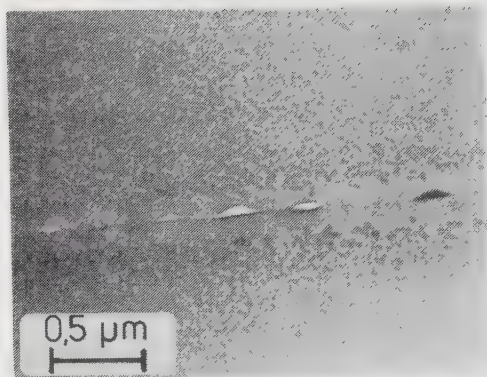


Bild 26a:
358K/25min

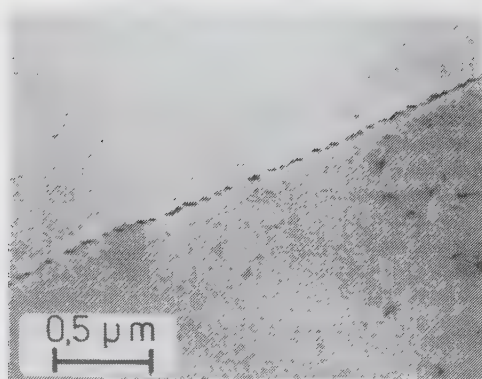


Bild 26b:
358K/150min

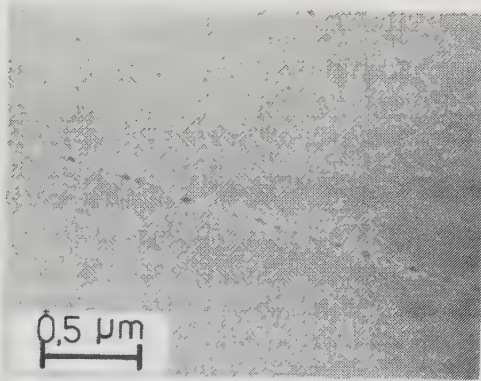


Bild 26c:
358K/30h

Bild 26: Mikrostruktur der stufenausgelagerten AlZnMg₂-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h) nach 25 min (a), 150 min (b) und 30 h (c) Zwischenauslagerungszeit bei 358 K; Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen, 45 000-fach

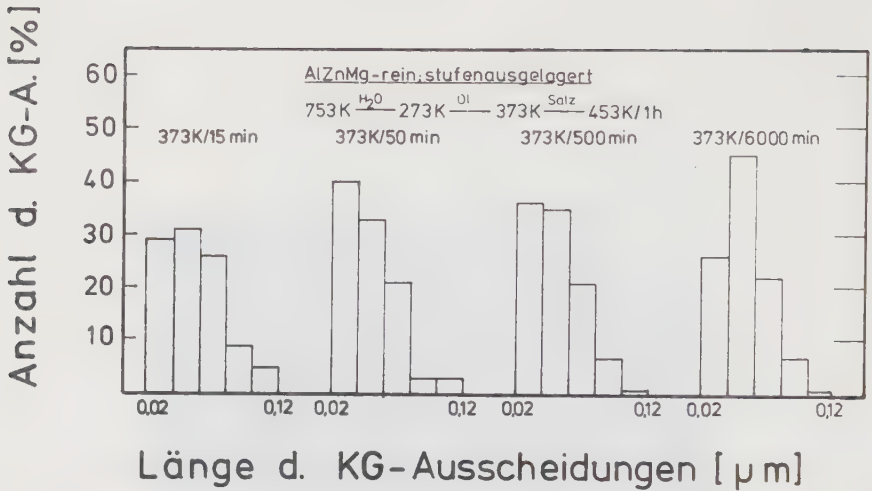


Abb. 27: Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf die Größenverteilung der Korngrenzenausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h)

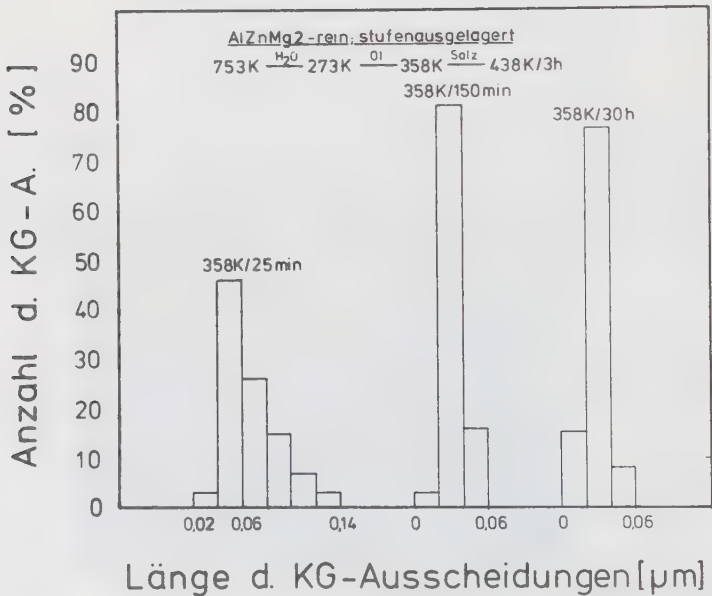


Abb. 28: Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf die Größenverteilung der Korngrenzenausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg₂-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h)

KG-Bedeckung Dichte d. KG-A.

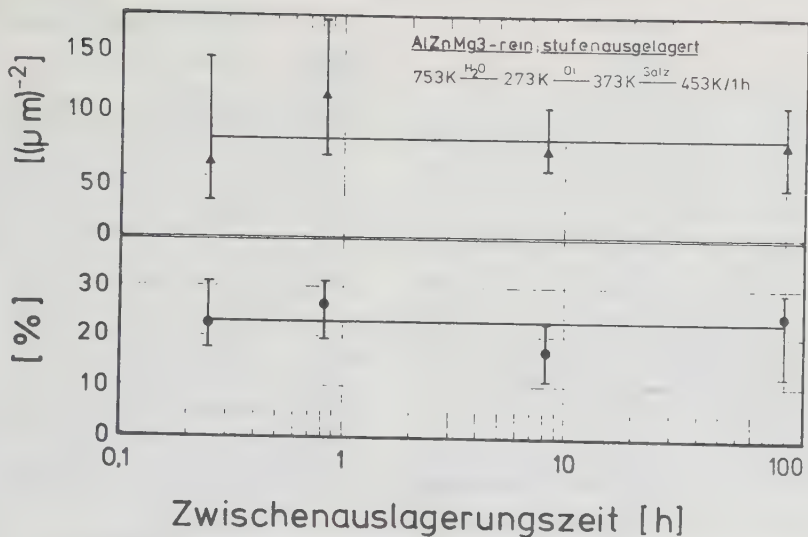


Abb. 29: Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf den Bedeckungsgrad der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen und die Dichte der Korngrenzenausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h)

KG-Bedeckung Dichte d. KG-A

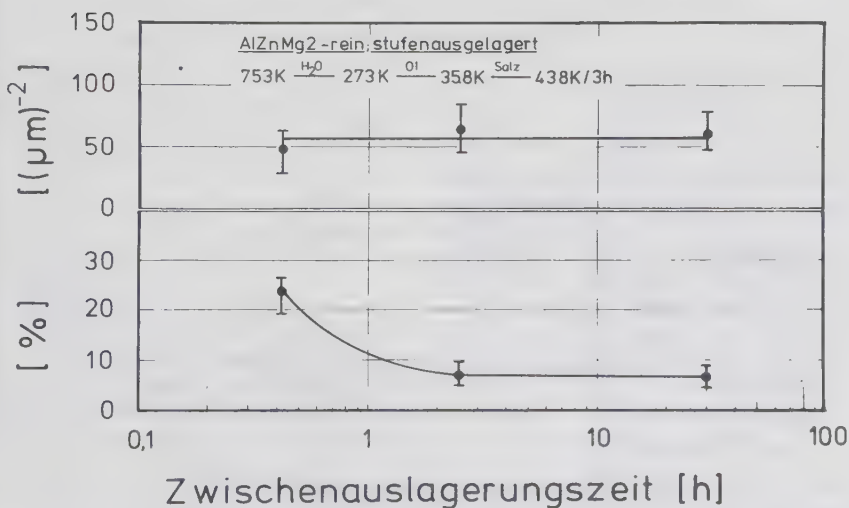


Abb. 30: Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf den Bedeckungsgrad der Korngrenzen mit Korngrenzenausscheidungen und die Dichte der Korngrenzenausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h)

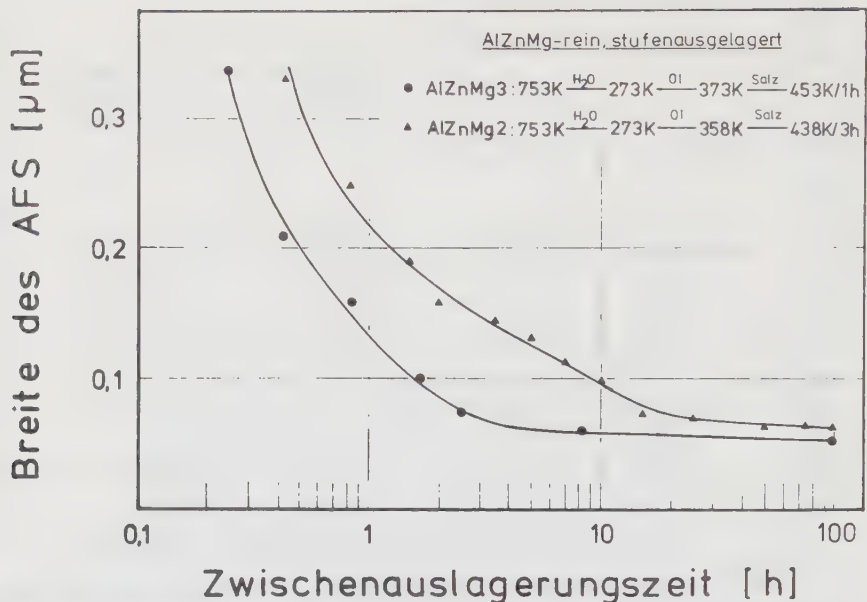


Abb. 31: Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf die Breite des ausscheidungsfreien Saumes (AFS) in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) und stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h)

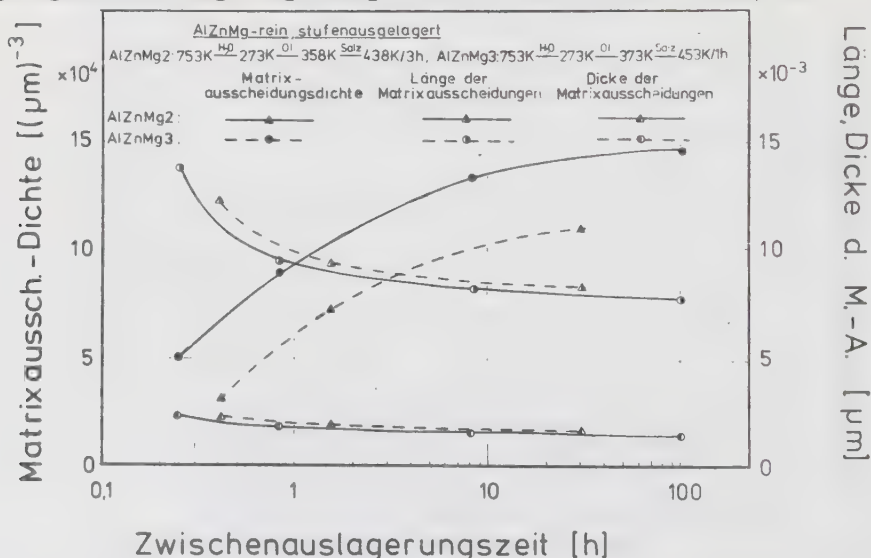


Abb. 32: Einfluß der Zwischenauslagerungszeit auf die Größe und Dichte der Matrixausscheidungen in der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) und stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h)

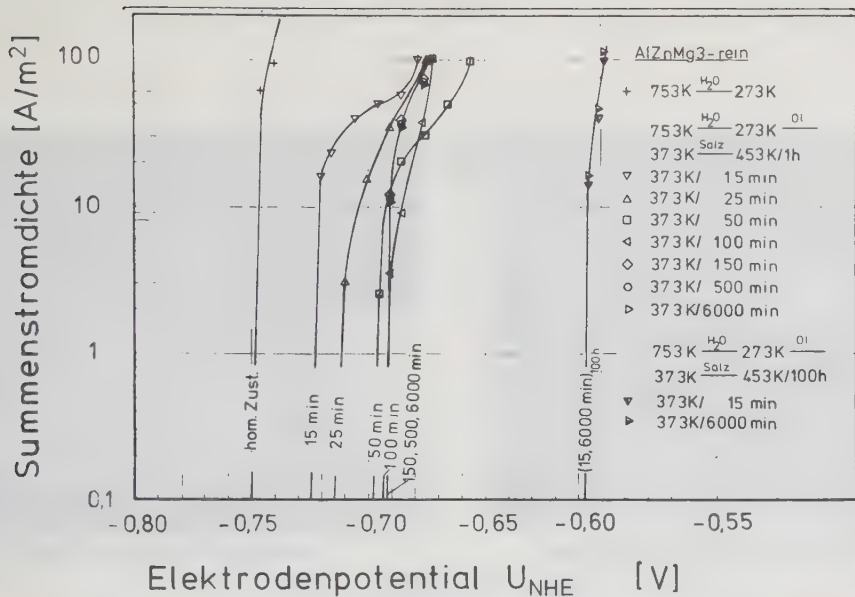


Abb. 33: Potentiostatische anodische Summenstromspannungskurven der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) mit 15, 25, 50, 100, 150, 500 und 6000 min Zwischenauslagerungszeit bei 373 K, sowie des homogenen Zustandes (753K - 273K) und des Gleichgewichtszustandes (753K - 273K - 373K/15, 6000min - 453K/100h); 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

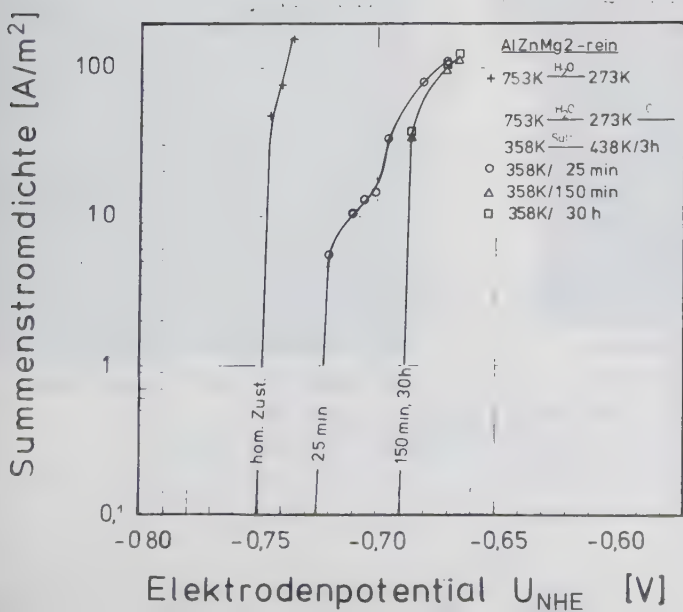
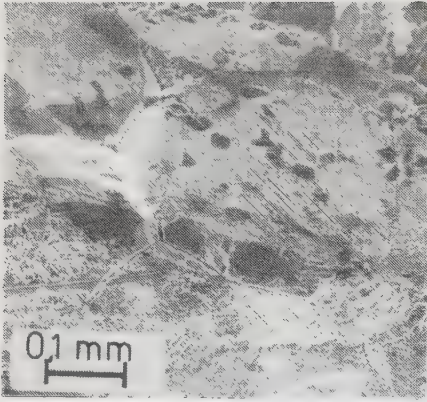
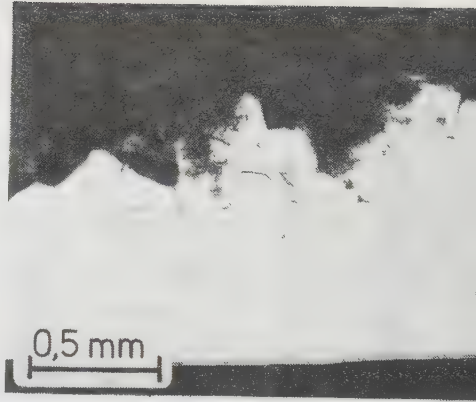


Abb. 34: Potentiostatische Summenstromspannungskurven der stufenausgelagerten AlZnMg2-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h) mit 25, 150 und 1800 min Zwischenauslagerungszeit, bei 358K, sowie des homogenen Zustandes (753K - 273K); 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

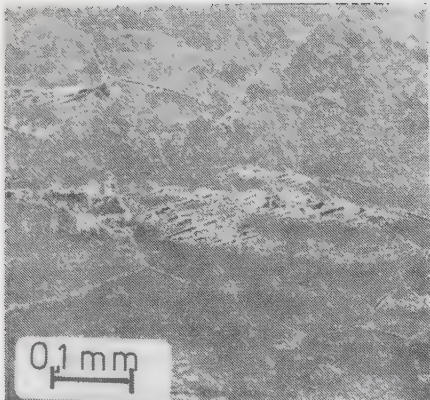


Oberfläche: REM, 150-fach

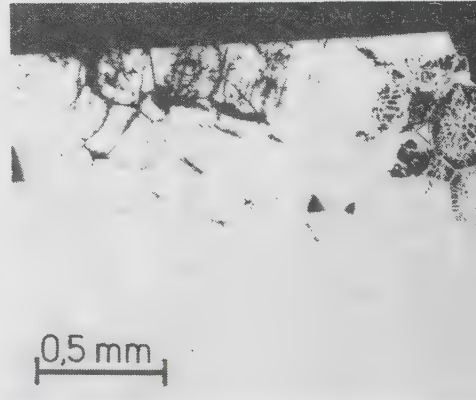


Querschliff: 50-fach

Bild 35a: 373K/15min; $U_{\text{NHE}} = -0,720 \text{ V}$

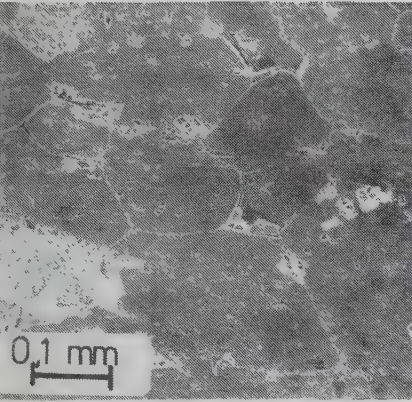


Oberfläche: REM, 150-fach

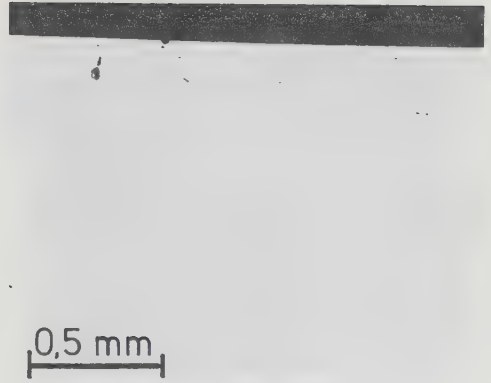


Querschliff: 50-fach

Bild 35b: 373K/25min; $U_{\text{NHE}} = -0,710 \text{ V}$

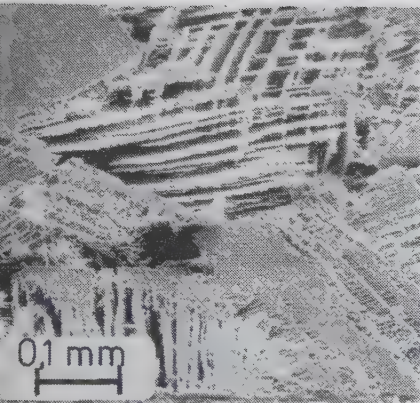


Oberfläche: REM, 150-fach

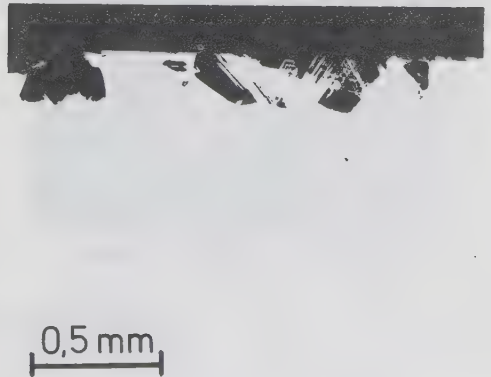


Querschliff: 50-fach

Bild 35c: 373K/50min; $U_{\text{NHE}} = -0,695 \text{ V}$

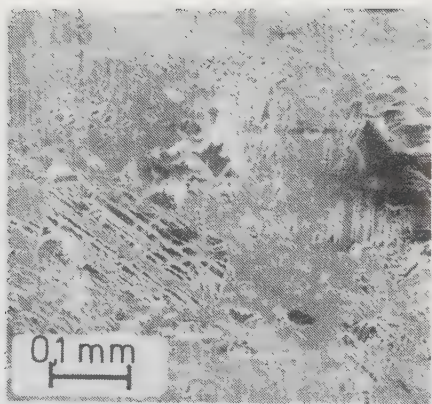


Oberfläche: REM, 150-fach



Querschliff: 50-fach

Bild 35d: 373K/100min; $U_{\text{NHE}} = -0,690 \text{ V}$

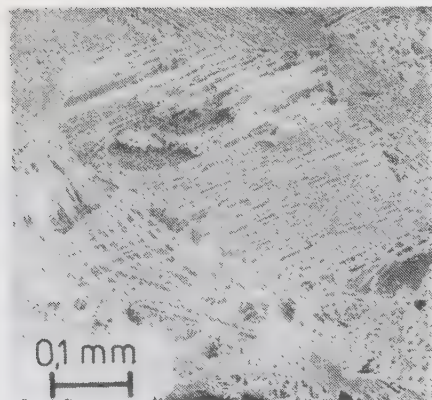


Oberfläche: REM, 150-fach



Querschliff: 50-fach

Bild 35e: 373K/150 min; $U_{\text{NHE}} = -0,690 \text{ V}$



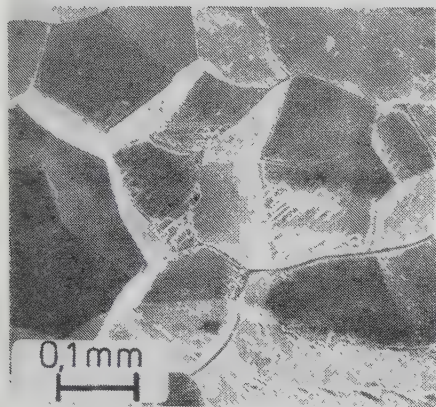
Oberfläche: REM, 150-fach



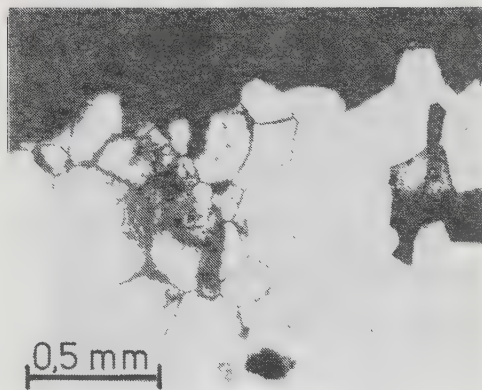
Querschliff: 50-fach

Bild 35f: 373K/500min; $U_{\text{NHE}} = -0,690 \text{ V}$

Bild 35: Korrosionsangriff der stufenaugelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 15 min (a), 25 min (b), 50 min (c), 100 min (d), 150 min (e) und 500 min (f) Zwischenauslagerungszeit bei 373 K unmittelbar oberhalb der Durchbruchpotentiale; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

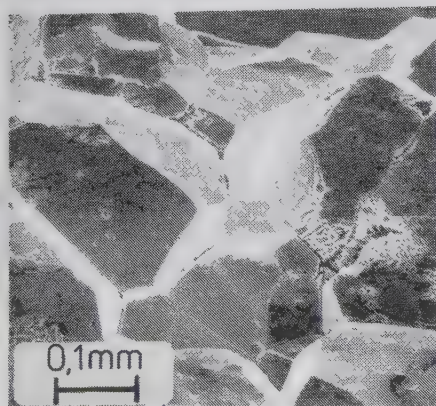


Oberfläche: REM, 150-fach

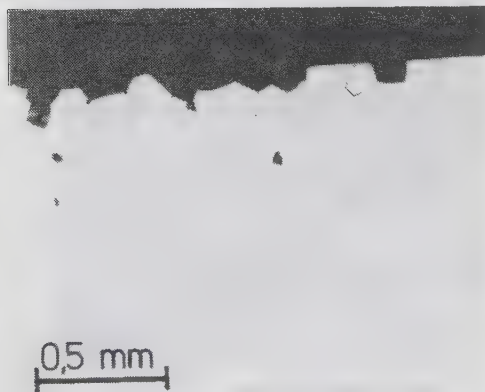


Querschliff: 50-fach

Bild 36a: 373K/15min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$

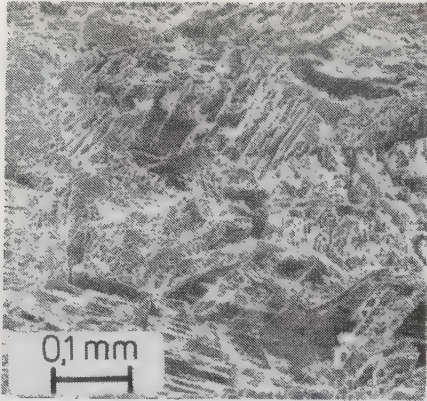


Oberfläche: REM, 150-fach

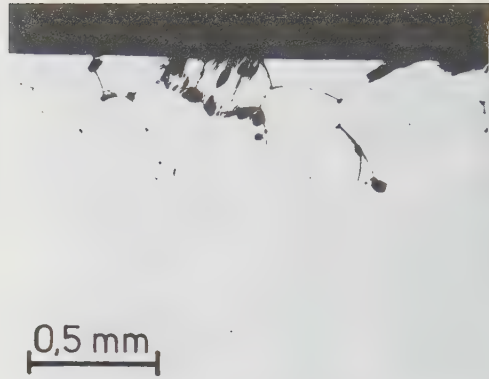


Querschliff: 50-fach

Bild 36b: 373K/25min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$

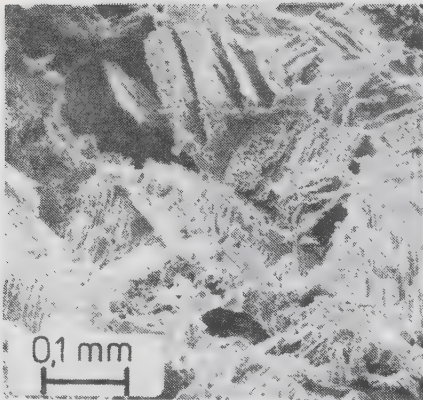


Oberfläche: REM, 150-fach

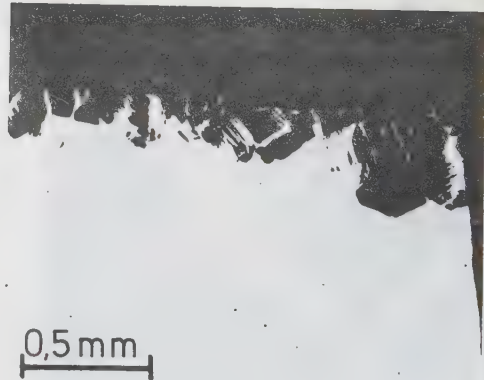


Querschliff: 50-fach

Bild 36c: 373K/50min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$

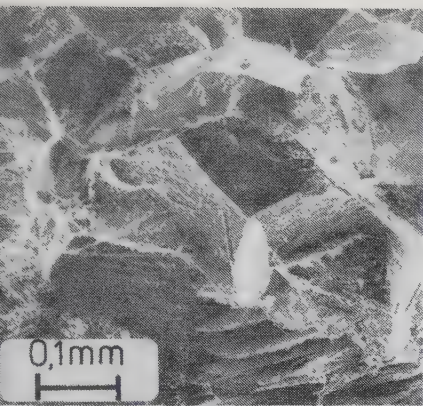


Oberfläche: REM, 150-fach

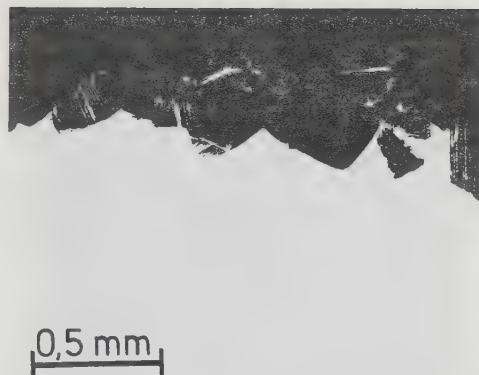


Querschliff: 50-fach

Bild 36d: 373K/100min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$

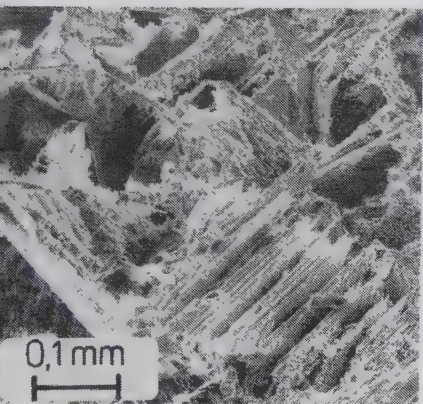


Oberfläche: REM, 150-fach

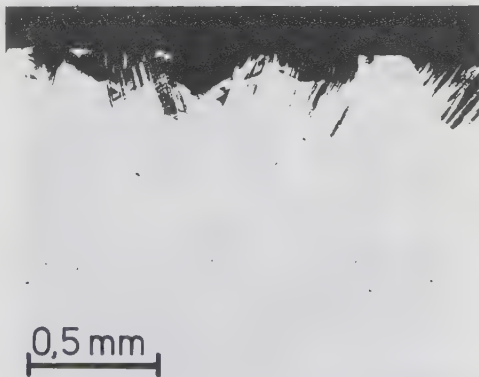


Querschliff: 50-fach

Bild 36e: 373K/150min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$



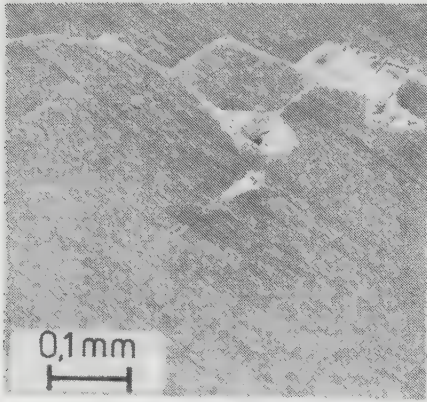
Oberfläche: REM, 150-fach



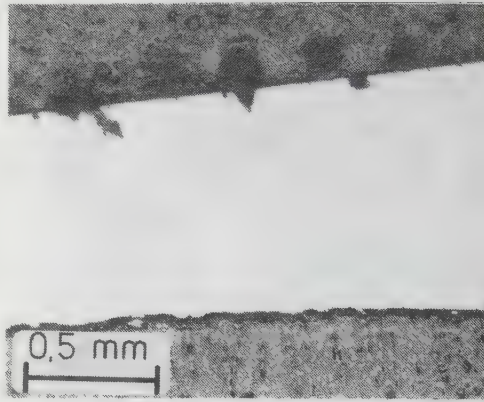
Querschliff: 50-fach

Bild 36f: 373K/500min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$

Bild 36: Korrosionsangriff der stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 15 min (a), 25 min (b), 50 min (c), 100 min (d), 150 min (e) und 500 min (f) Zwischenauslagerungszeit bei 373 K; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

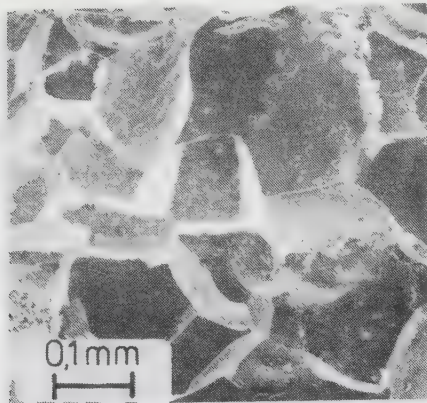


Oberfläche: REM, 150-fach

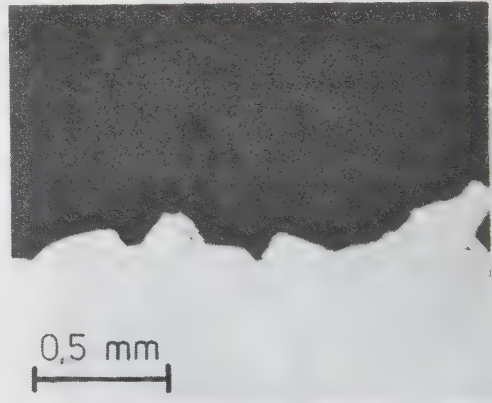


Querschliff: 50-fach

Bild 37a: 358K/25min; $U_{\text{NHE}} = -0,720 \text{ V}$



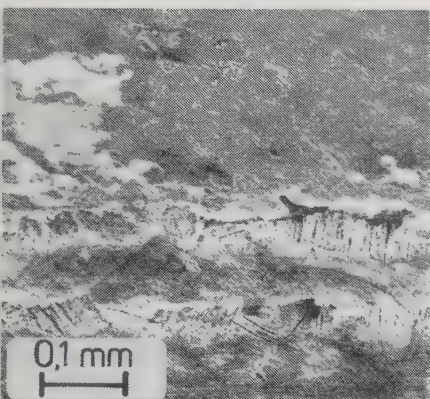
Oberfläche: REM, 150-fach



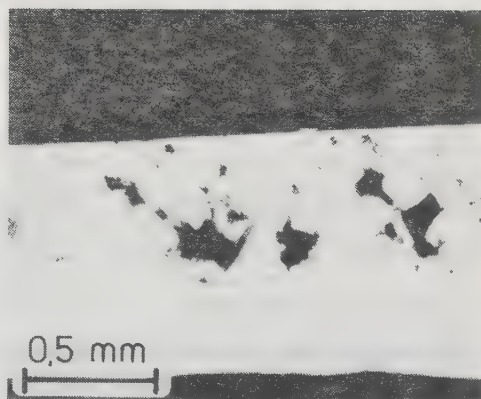
Querschliff: 50-fach

Bild 37b: 358K/150min; $U_{\text{NHE}} = -0,685 \text{ V}$

Bild 37: Korrosionsangriff der stufenausgelagerten AlZnMg₂-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h) nach 25 min (a) und 150 min (b) Zwischenauslagerungszeit bei 358 K unmittelbar oberhalb der Durchbruchpotentiale; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

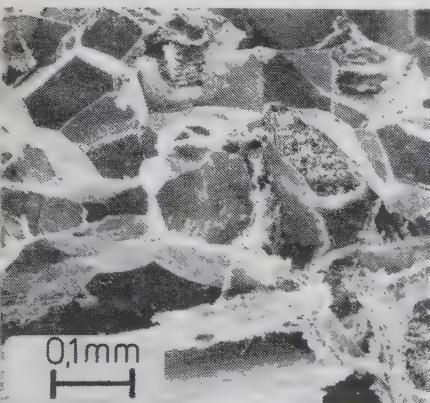


Oberfläche: REM, 150-fach

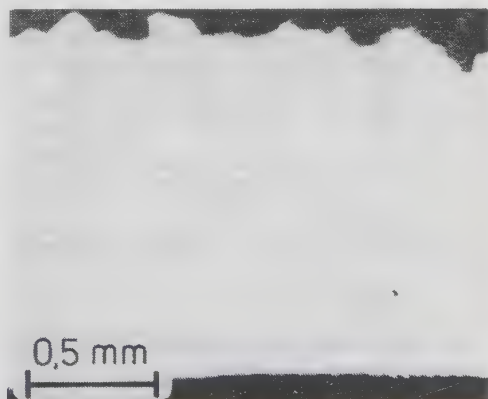


Querschliff: 50-fach

Bild 38a: 358K/25min; $U_{NHE} = -0,675 \text{ V}$



Oberfläche: REM, 150-fach



Querschliff: 50-fach

Bild 38b: 358K/150min; $U_{NHE} = -0,675 \text{ V}$

Bild 38: Korrosionsangriff der stufenausgelagerten AlZnMg₂-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/1h) nach 25 min (a) und 150 min (b) Zwischenauslagerungszeit bei 358 K; $U_{NHE} = -0,675 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

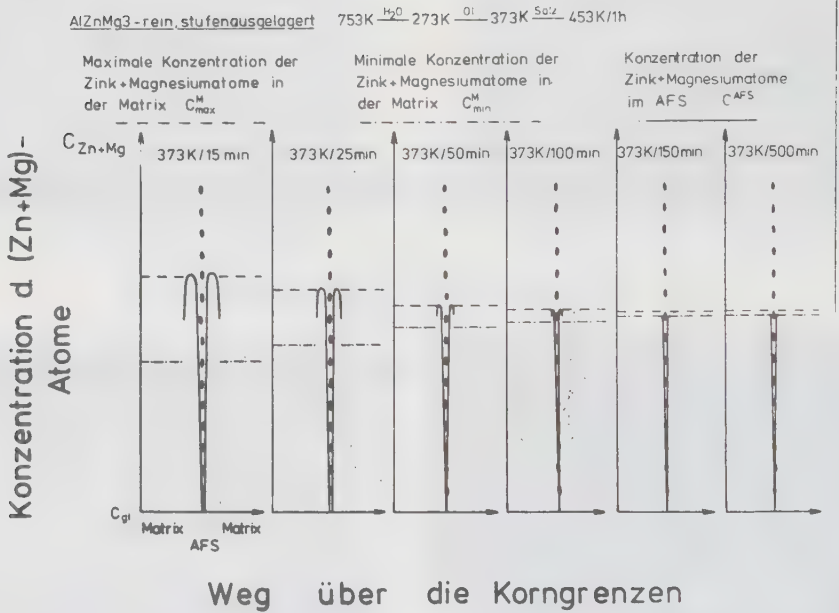


Abb. 39: Angenommene Konzentration der Zink- und Magnesiumatome im ausscheidungsfreien Saum und in der Matrix für die stufenausgelagerte AlZnMg₃-Legierung unterschiedlicher Zwischen- auslagerungszeit

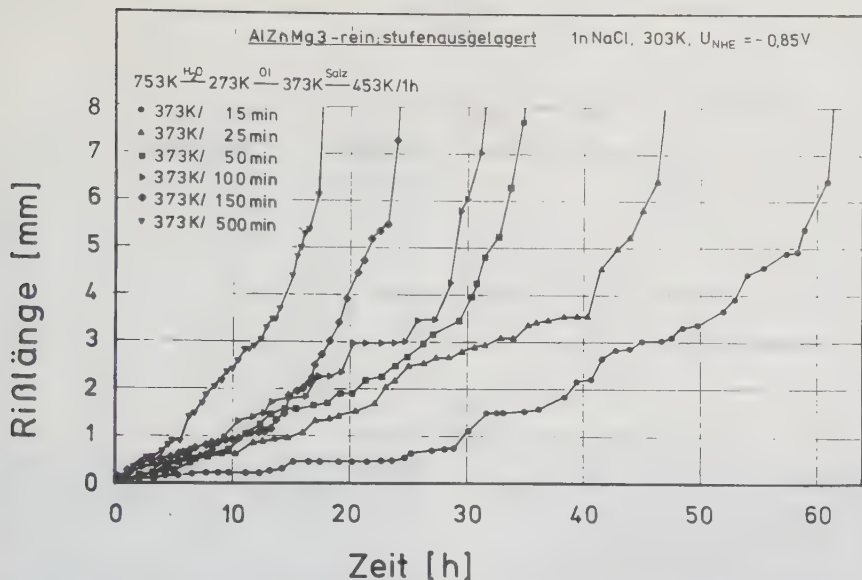


Abb. 40: Rißlänge-Zeit-Kurven der stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 15, 25, 50, 100, 150 und 500 min Zwischenauslagerungszeit bei 373 K; $U_{NHE} = -0,85$ V, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

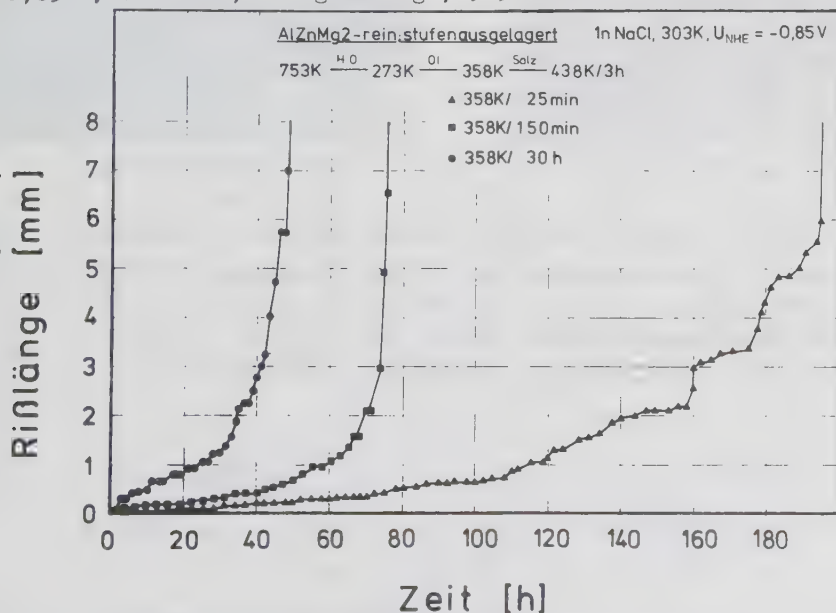


Abb. 41: Rißlänge-Zeit-Kurven der stufenausgelagerten AlZnMg₂-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h) nach 25, 150 und 1800 min Zwischenauslagerungszeit bei 358 K; $U_{NHE} = -0,85$ V, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

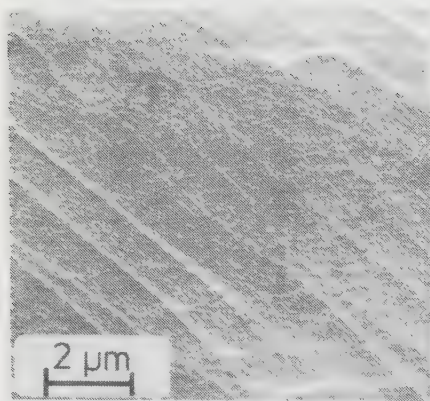


Bild 42a: 373K/500min

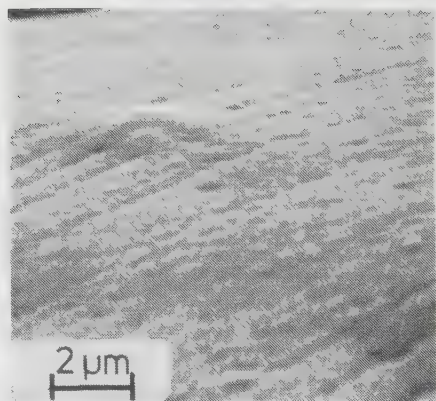


Bild 42b: 373K/15min

Bild 42: Bruchflächen von Spannungsrißkorrosionsproben aus der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 500 min (a) und 15 min (b) Zwischenauslagerungszeit bei 373 K; $U_{NHE} = -0,85$ V, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K; REM, 8 000-fach

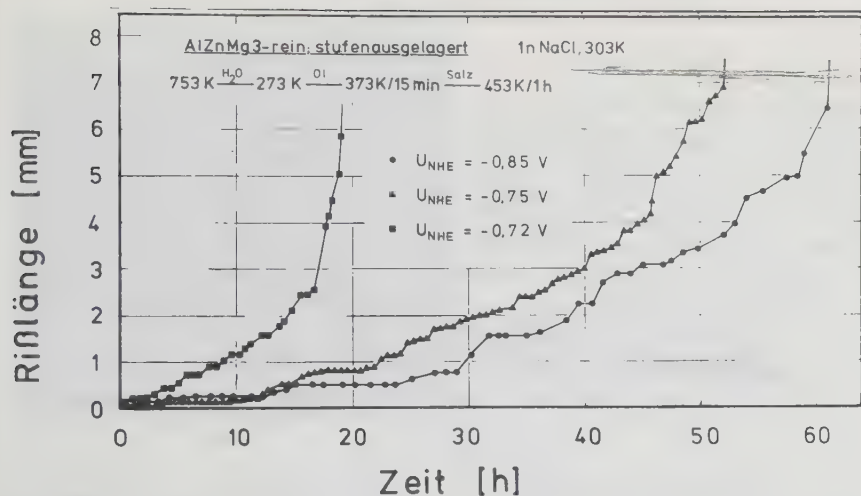


Abb. 43: RiBlänge-Zeit-Kurven der stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 15 min Zwischen- auslagerungszeit bei 373 K; $U_{NHE} = -0,85 \text{ V}, -0,75 \text{ V}, - 0,72 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

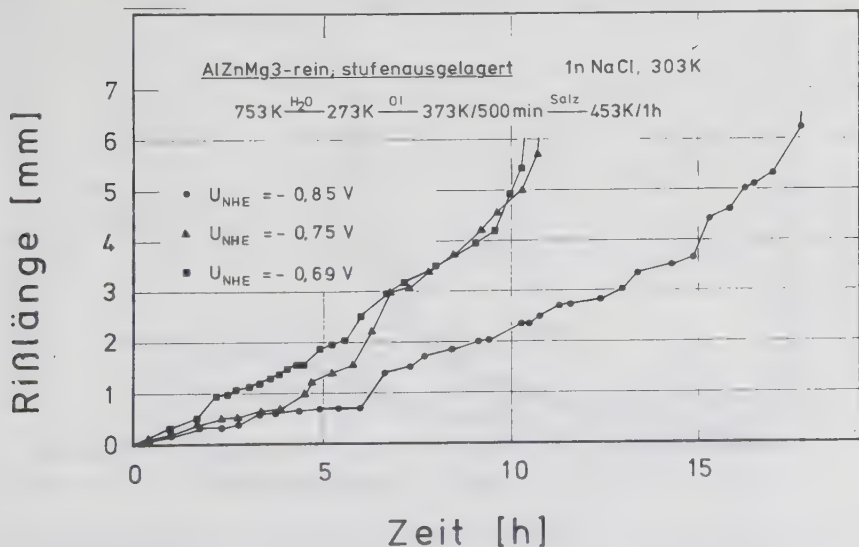


Abb. 44: RiBlänge-Zeit-Kurven der stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 500 min Zwischen- auslagerungszeit bei 373 K; $U_{NHE} = -0,85 \text{ V}, -0,75 \text{ V}, -0,69 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

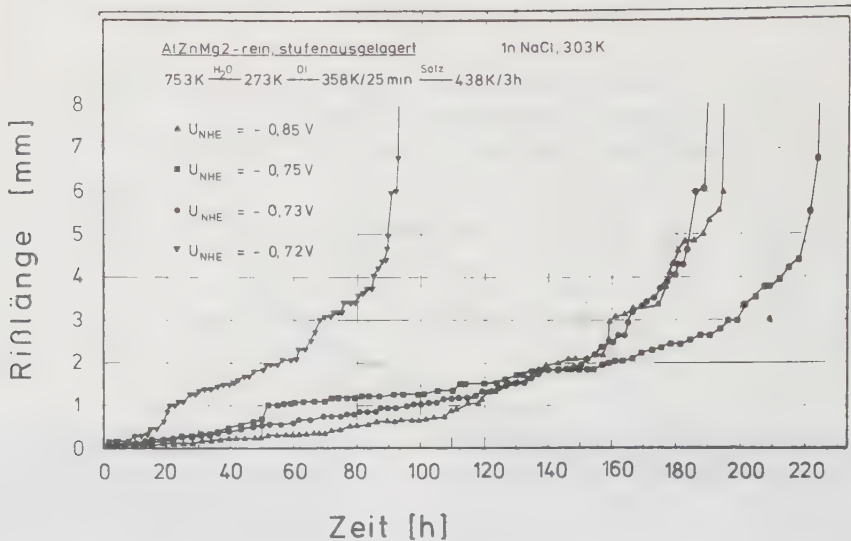


Abb. 45: Rißlänge-Zeit-Kurven der stufenausgelagerten AlZnMg₂-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h) nach 25 min Zwischenlagerungszeit bei 358 K; $U_{NHE} = -0,85$ V, $-0,75$ V, $-0,73$ V, $-0,72$ V; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

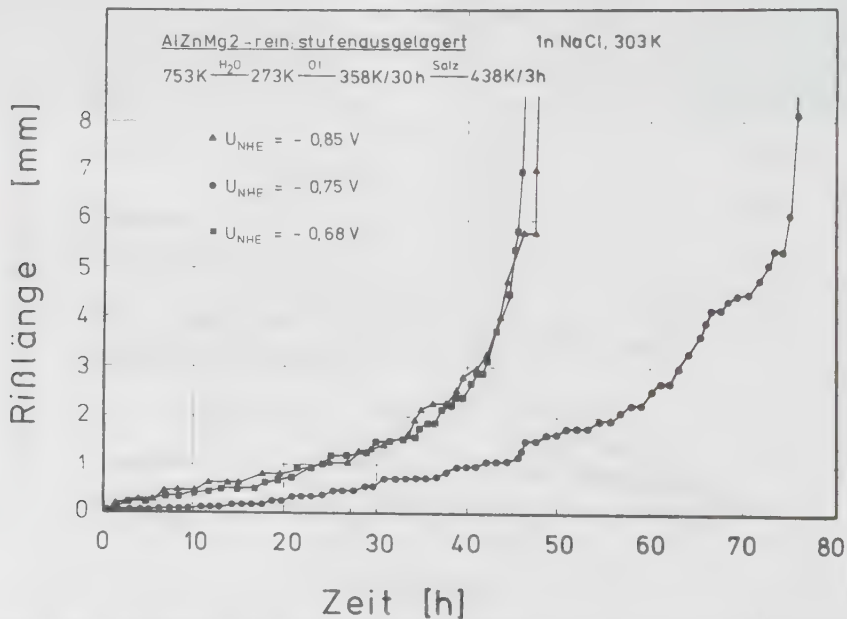


Abb. 46: Rißlänge-Zeit-Kurven der stufenausgelagerten AlZnMg₂-Legierung (753K - 273K - 358K - 438K/3h) nach 30 h Zwischenlagerungszeit bei 358 K; $U_{NHE} = -0,85$ V, $-0,75$ V, $-0,68$ V; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

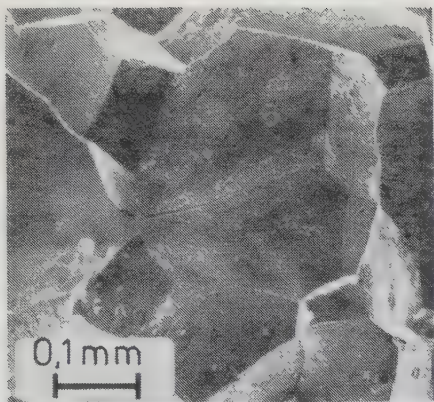


Bild 47: Bruchfläche der Spannungsrißkorrosionsprobe aus der stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 273K - 373K - 453K/1h) mit 500 min Zwischen-lagerungszeit bei 373K; $U_{NHE} = -0,69 \text{ V}$, 1 n NaCl, luft-gesättigt, 303 K; REM, 150-fach

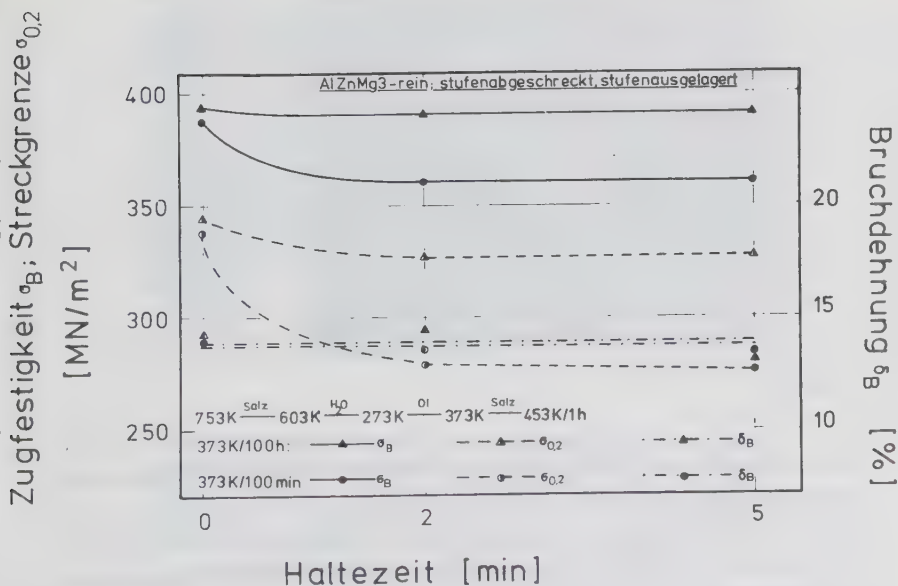


Abb. 48: Einfluß der Haltezeit bei 603 K auf die Zugfestigkeit σ_B , Streckgrenze $\sigma_{0,2}$ und Bruchdehnung δ_B der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100min, 100h - 453K/1h)



Bild 49a:
603K/2min

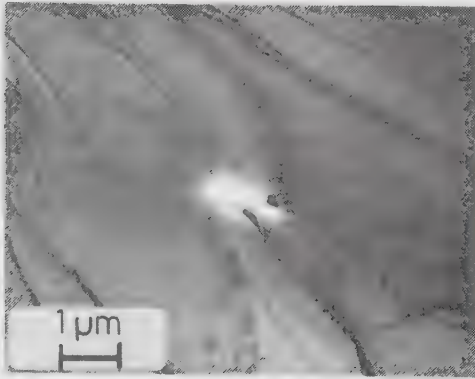


Bild 49b:
603K/5min

Bild 49: Mikrostruktur der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100min - 453K/1h) nach 2 min (a) und 5 min (b) Haltezeit bei 603 K; Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen, 11 000-fach

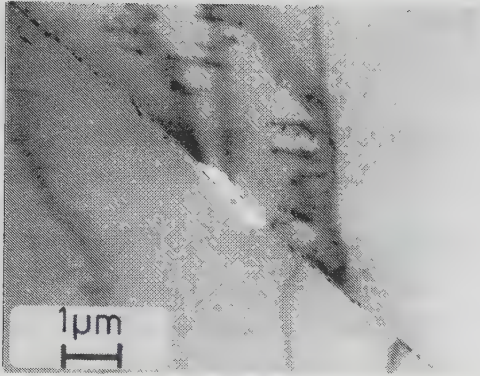


Bild 50a:
603K/2min

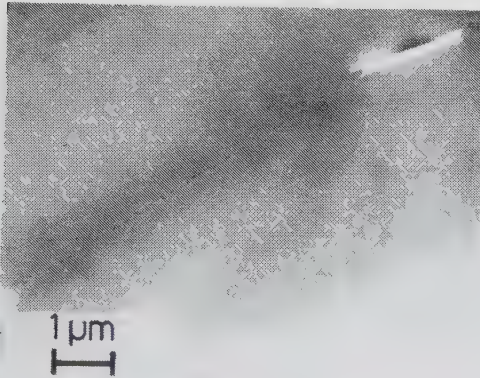


Bild 50b:
603K/5min

Bild 50: Mikrostruktur der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100h - 453K/1h) nach 2 min (a) und 5 min (b) Haltezeit bei 603 K; Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen, 11 000-fach

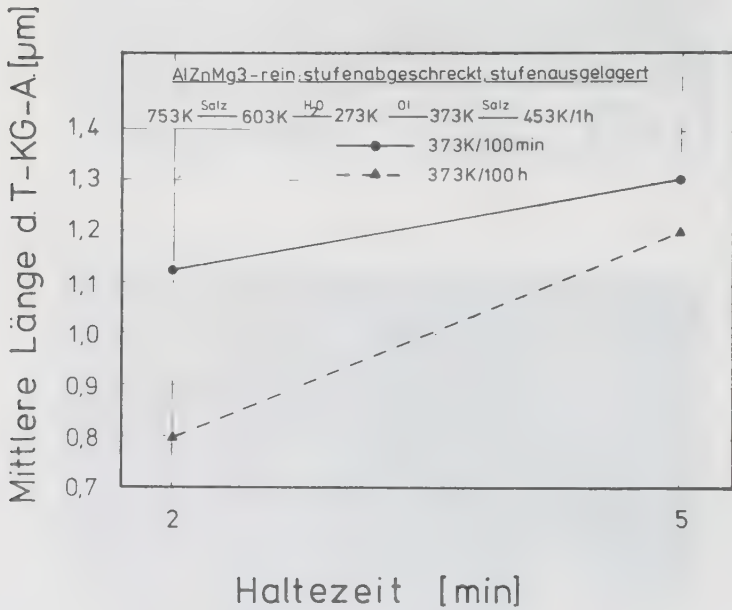
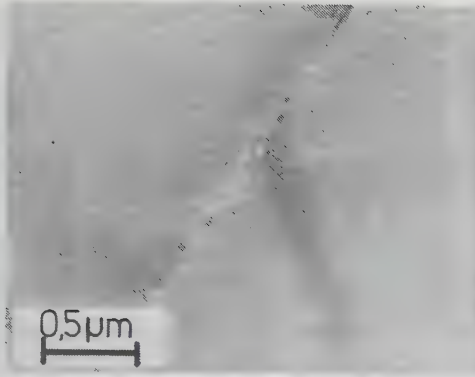
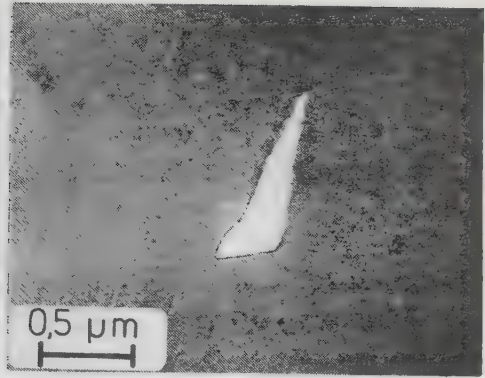


Abb. 51: Einfluß der Haltezeit bei 603 K auf die mittlere Größe der T-Korngrenzenausscheidungen in der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100min, 100h - 453K/1h)

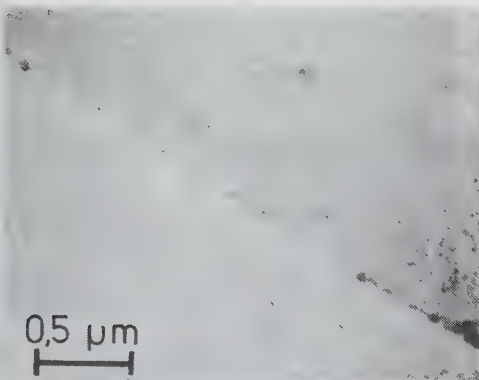


η-Korngrenzenausscheidungen

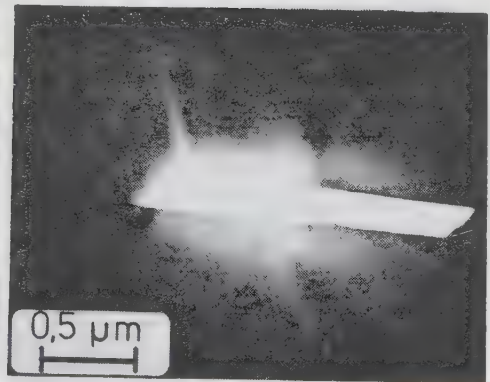


T-Korngrenzenausscheidung

Bild 52a: 603K/2min



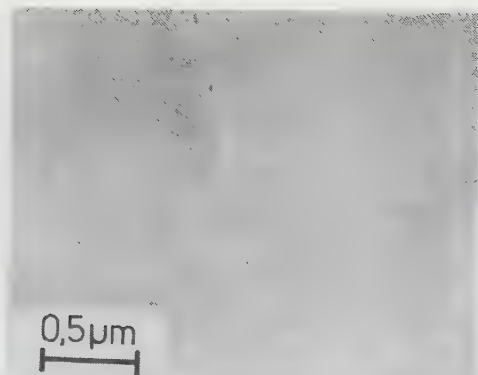
η-Korngrenzenausscheidungen



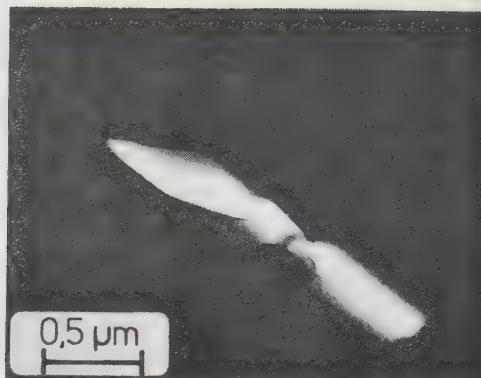
T-Korngrenzenausscheidung

Bild 52b: 603K/5min

Bild 52: Mikrostruktur der stufenabgeschreckten und stufen-
ausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 603K - 273K -
373K/100min - 453K/1h) nach 2 min (a) und 5 min (b) Halte-
zeit bei 603 K; Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen, 45 000-fach



η -Korngrenzenausscheidungen

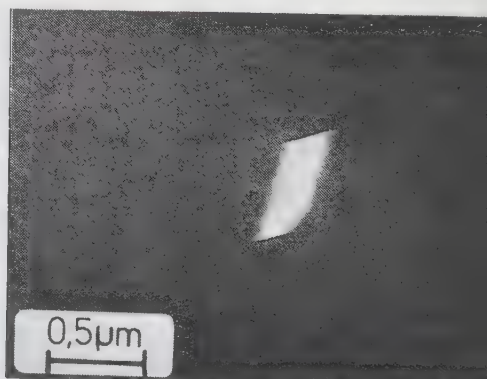


T-Korngrenzenausscheidung

Bild 53a: 603K/2min



η -Korngrenzenausscheidungen



T-Korngrenzenausscheidung

Bild 53b: 603K/5min

Bild 53: Mikrostruktur der stufenabgeschreckten und stufen-
ausgelagerten Al₇₅Mg₂₅-Legierung (753K - 603K - 273K -
373K/100h - 453K/1h) nach 2 min (a) und 5 min (b) Haltezeit
bei 603 K; Elektronenmikroskopische Durchstrahlungsaufnahmen,
45 000-fach

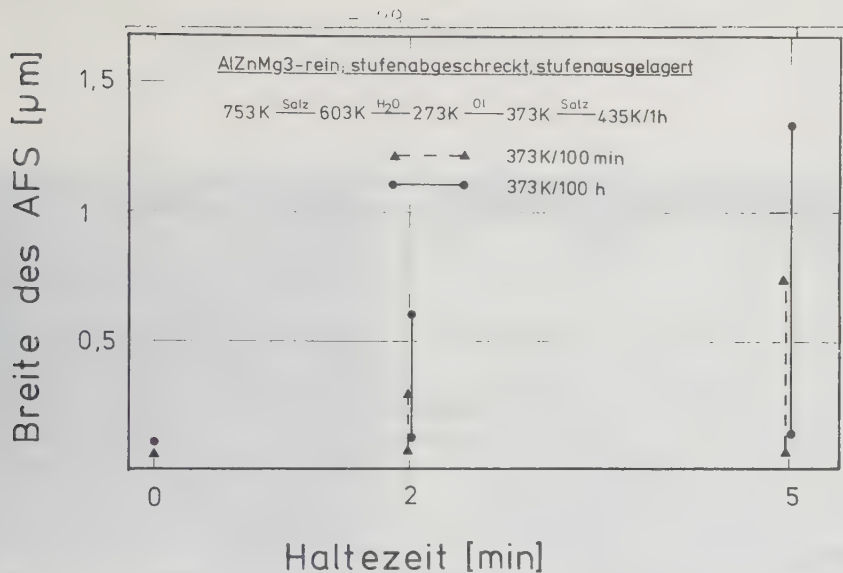


Abb. 54: Einfluß der Haltezeit bei 603 K auf die Breite des ausscheidungsfreien Saumes (AFS) in der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 100 min und 100 h Zwischenauslagerungszeit bei 373 K

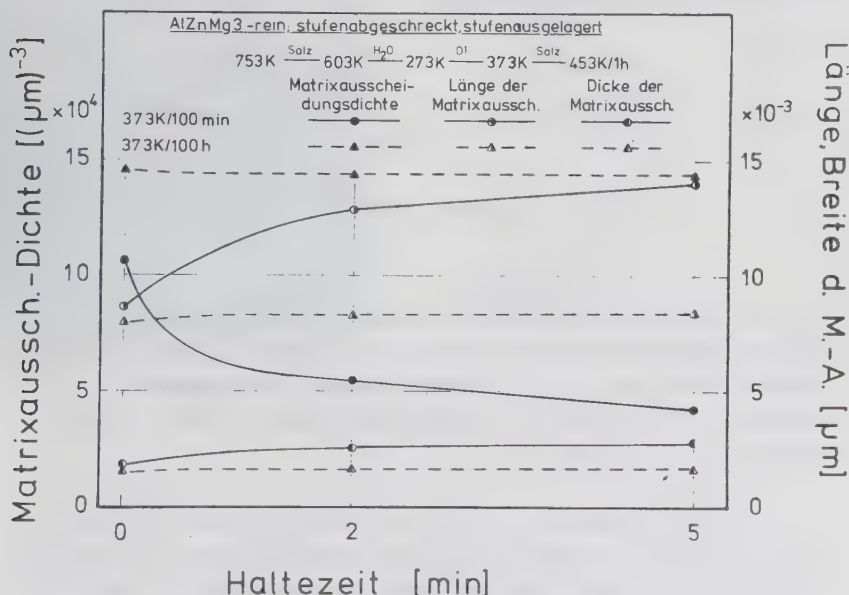


Abb. 55: Einfluß der Haltezeit bei 603 K auf die Dichte und Größe der Matrixausscheidungen in der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K - 453K/1h) nach 100 min und 100 h Zwischenauslagerungszeit bei 373 K

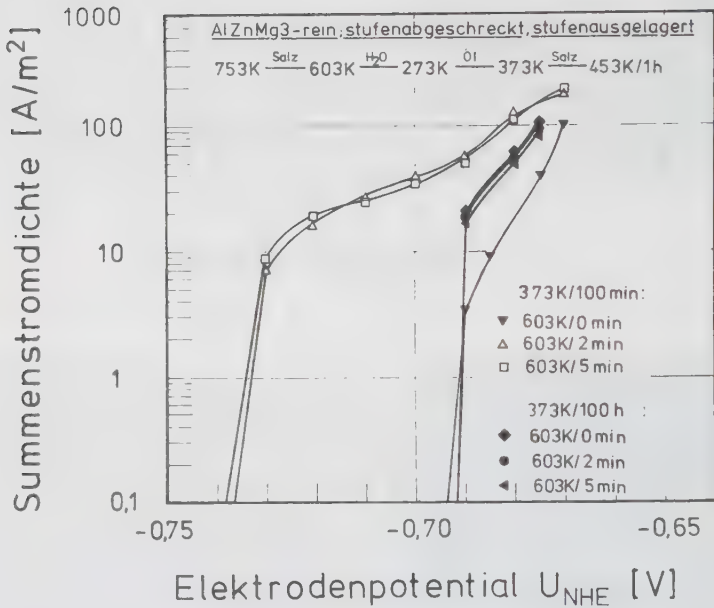
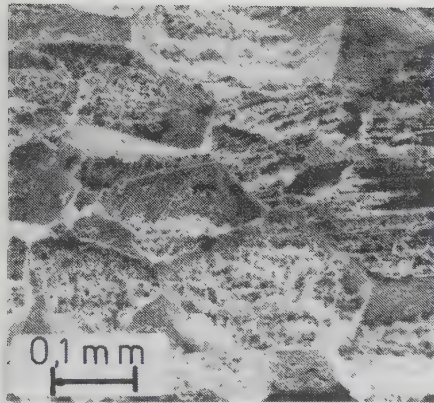
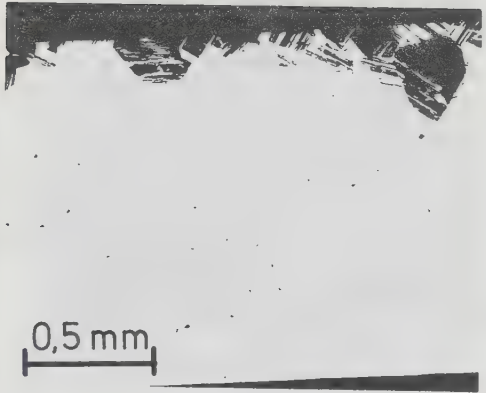


Abb. 56: Potentiostatische anodische Summenstromspannungskurven der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 603K - 273K/100min, 100h - 453K/1h) mit 0, 2 und 5 min Haltezeit bei 603 K: 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

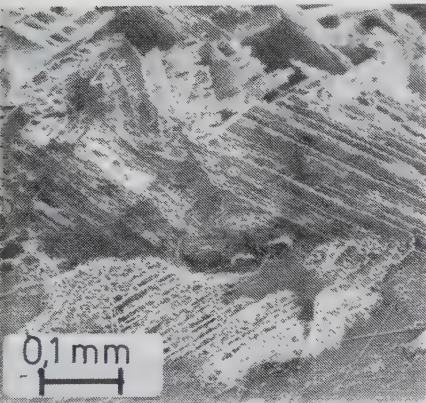


Oberfläche: REM, 150-fach

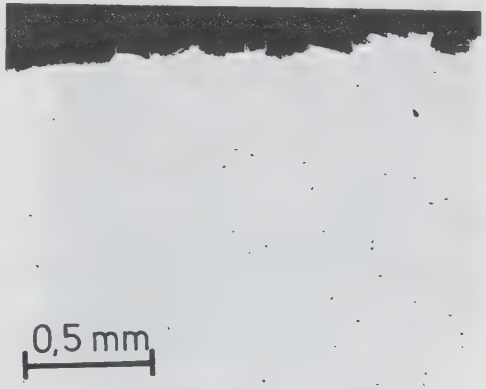


Querschliiff: 50-fach

Bild 57a: 603K/2min; $U_{\text{NHE}} = -0,690 \text{ V}$



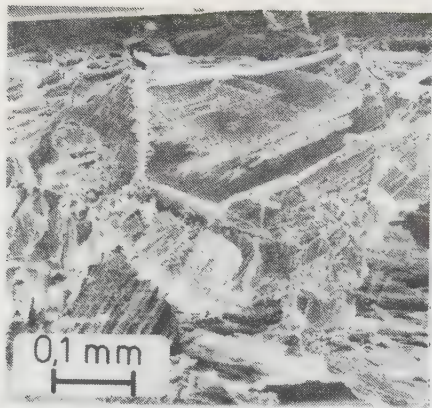
Oberfläche: REM, 150-fach



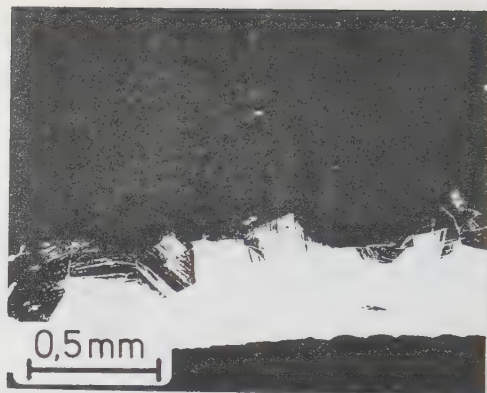
Querschliiff: 50-fach

Bild 57b: 603K/5min; $U_{\text{NHE}} = -0,690 \text{ V}$

Bild 57: Korrosionsangriff der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100h - 453K/1h) nach 2 min (a) und 5 min (b) Haltezeit bei 603 K unmittelbar oberhalb der Durchbruchpotentiale: 1 n NaCl. luftgesättigt. 303 K

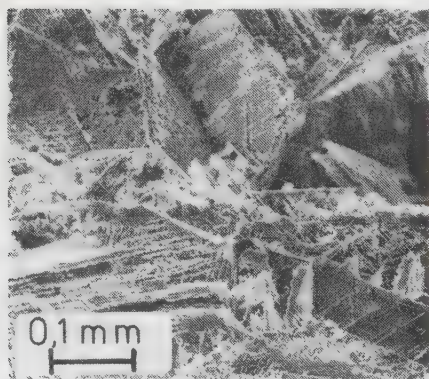


Oberfläche: REM, 150-fach

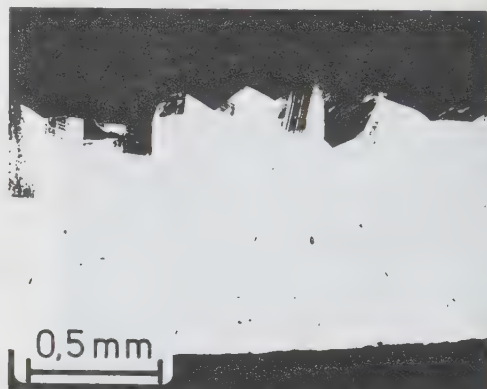


Querschliff: 50-fach

Bild 58a: 603K/2min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$



Oberfläche: REM, 150-fach



Querschliff: 50-fach

Bild 58b: 603K/5min; $U_{\text{NHE}} = -0,675 \text{ V}$

Bild 58: Korrosionsangriff der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100h - 453K/1h) nach 2 min (a) und 5 min (b) Haltezeit bei 603 K; $U_{\text{NHE}} = -0,85 \text{ V}$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 603 K

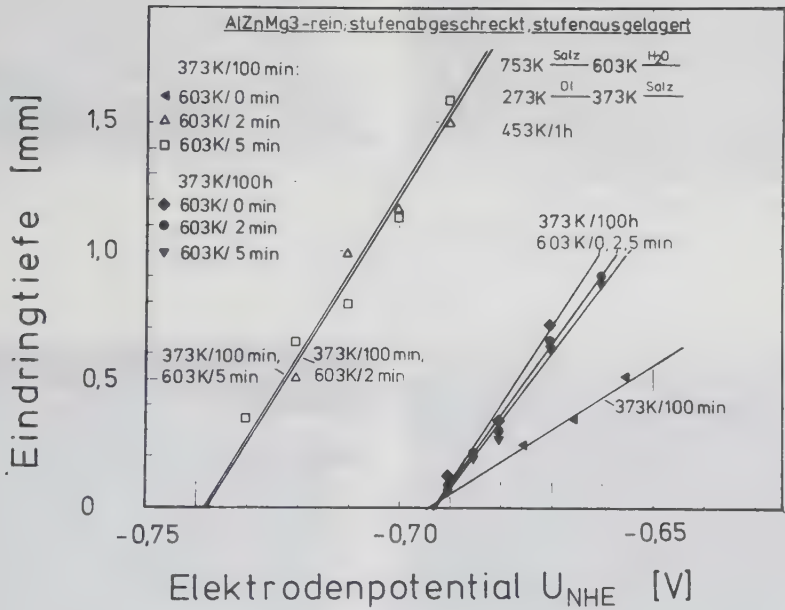
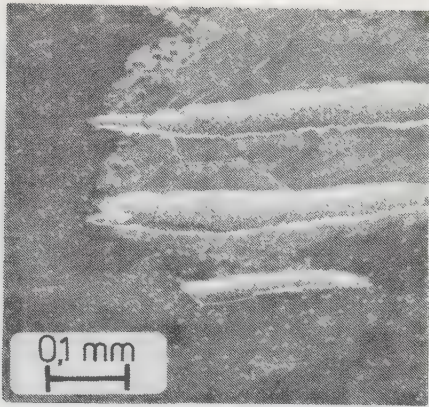
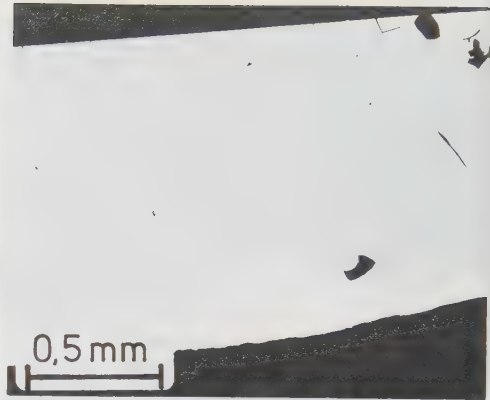


Abb. 59: Potentialabhängigkeit der mittleren Eindringtiefe durch interkristalline Korrosion (offene Symbole) und Kornflächenangriff (ausgefüllte Symbole) in der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100min, 100h - 453K/1h) nach 0, 2 und 5 min Haltezeit bei 603 K; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

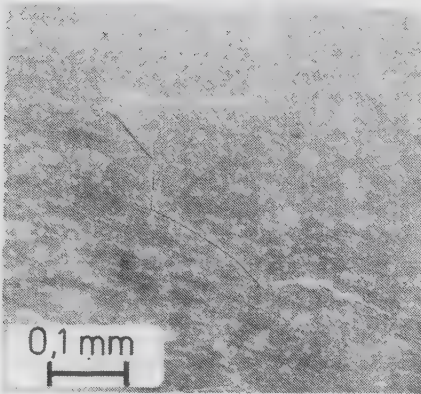


Oberfläche: REM, 150-fach

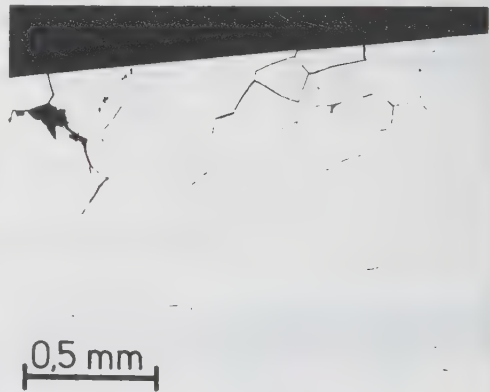


Querschliff: 50-fach

Bild 60a: 603K/2min: $U_{\text{NHE}} = -0,73 \text{ V}$



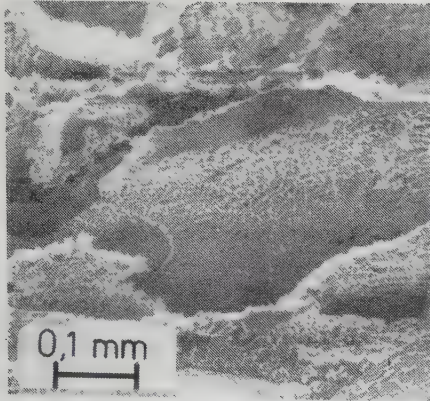
Oberfläche: REM, 150-fach



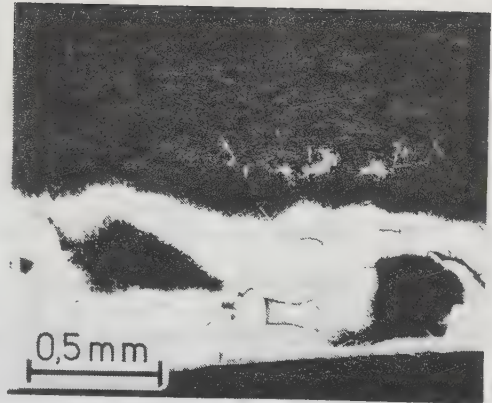
Querschliff: 50-fach

Bild 60b: 603K/5min; $U_{\text{NHE}} = -0,73 \text{ V}$

Bild 60: Korrosionsangriff der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100min - 453K/1h) nach 2 min (a) und 5 min (b) Haltezeit bei 603 K unmittelbar oberhalb der Durchbruchpotentiale; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

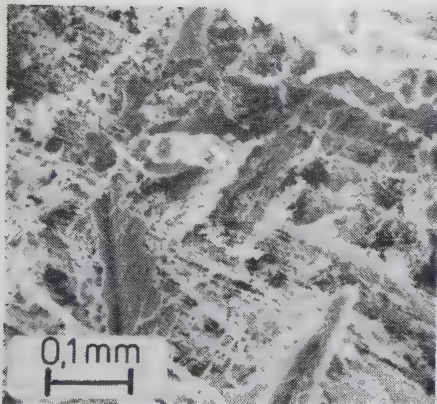


Oberfläche: REM, 150-fach

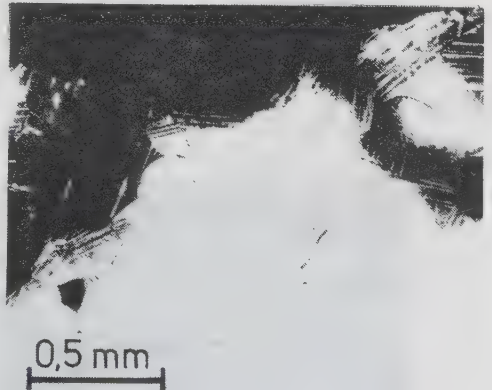


Querschliff: 50-fach

Bild 61a: 603K/2min; $U_{NHE} = -0,675 \text{ V}$



Oberfläche: REM, 150-fach



Querschliff: 50-fach

Bild 61b: 603K/5min; $U_{NHE} = -0,675 \text{ V}$

Bild 61: Korrosionsangriff der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg3-Legierung (753K - 603K - 273K - 373K/100h - 453K/1h) nach 2 min (a) und 5 min (b) Haltezeit bei 603K; 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

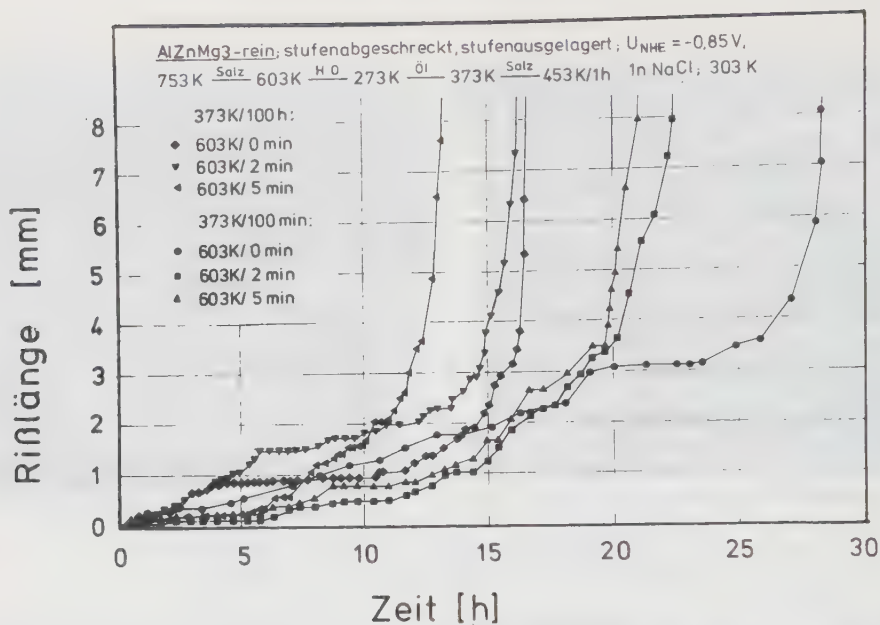


Abb. 62: Rißlänge-Zeit-Kurven der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753 K - 603 K - 273 K - 373 K/100 min, 100 h - 453 K/1 h) nach 0, 2 und 5 min Haltezeit bei 603 K; $U_{NHE} = -0,85 V$, 1 n NaCl, luftgesättigt, 303 K

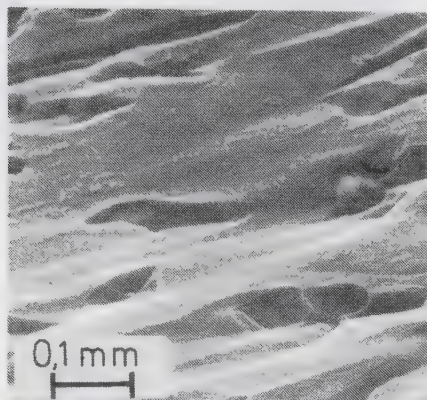


Bild 63: Bruchfläche einer Spannungsrißkorrosionsprobe aus der stufenabgeschreckten und stufenausgelagerten AlZnMg₃-Legierung (753 K - 603 K/5 min - 273 K - 373 K/100 min - 453 K/1 h); $U_{NHE} = -0,85 V$, luftgesättigt, 303 K; REM, 8 000-fach

Lebenslauf

Name	Jürgen Richter
Geburtstag	28. 09. 1946
Staatsangehörigkeit	deutsch
Familienstand	verheiratet seit dem 17.05.1974, ein Kind
Schulausbildung	
1952 - 1956	Volksschule, Erlangen
1956 - 1966	Neusprachliches Gymnasium, Erlangen, Abschluß: Abitur
Wehrdienst	
1966 - 1968	5./Transportbataillon 170, Rheine
Hochschulausbildung	Friedrich-Alexander-Universität- Erlangen-Nürnberg
WS 1968/69	1 Semester Grundstudium Geologie
SS 1969 - SS 1971	5 Semester Grundstudium Werkstoffwis- sensschaften, Abschluß: Diplom-Ingenieur- Vorprüfung
WS 1971/72 - SS 1973	4 Semester Hauptstudium Werkstoffwis- sensschaften
WS 1973/74	Diplomarbeit am Institut für Werkstoff- wissenschaften (Lehrstuhl Korrosion und Oberflächentechnik), Thema: Die Ausbrei- tung von Spannungskorrosionsrissen in der Aluminiumlegierung AlZnMg3, Abschluß: Diplom-Ingenieur
Juli 1974 - Dezember 1978.	Doktorand am Institut für Werkstoffwis- sensschaften (Lehrstuhl Korrosion und Oberflächentechnik), Thema: Untersu- chungen über den Einfluß der Mikrostruk- tur auf die interkristalline-, Kornflä- chen- und Spannungsrißkorrosion von rei- nen AlZnMg-Legierungen

Mai 1975 -
Dezember 1978

Wissenschaftlicher Assistent am Institut für Werkstoffwissenschaften (Lehrstuhl Korrosion und Oberflächentechnik)

Copy-Center 2000

852 ERLANGEN · Obere Karlstr. 30
Tel. 09131-26197